LA ESTRUCTURA DE LOS METALES

Tercera Edición

Dra. Nora Lindenvald

Profesora de la
Facultad de Ingeniería
Universidad de Buenos Aires

Experta de Naciones Unidas en
Metalografía y Tratamientos Térmicos

EDITORIAL GEMINIS S.R.L.
BUENOS AIRES - MCMLXXX

EDITORIAL GEMINIS S.R.L.
BUENOS AIRES

TERCERA EDICION 1980

Queda hecho el depósito que marca la ley número 11.723.

Impreso en la Argentina — Printed in Argentine.

Prólogo

Tercera edición

Dada la favorable acogida que esta obra ha recibido por parte del público, se presenta esta tercera edición, corregida y ampliada.

La primera intención de esta obra ha sido la de presentar en forma sucinta los conocimientos básicos necesarios para encarar las disciplinas de Metalografía y Tratamientos Térmicos, pero durante su utilización se ha visto que cumple además con otros objetivos.

Uno de éstos es hacer de puente de unión entre los fundamentos de la metalurgia y su aplicación en los distintos procesos de la industria, mejorando el nivel de calidad de las diversas tecnologías, introduciendo en ellas el estudio metalográfico de la materia prima, el control durante el proceso y el control dé calidad final. También presta su utilidad en la programación de los procesos a partir de la estructura de origen y del diagrama de equilibrio correspondiente a la aleación metálica.

Por otra parte, ha demostrado facilitar al profesor el dictado de un curso de Metalografía, Tratamientos Térmicos, Soldadura, Conformación Plástica, etc., con alumnos de diferente nivel de preparación previa. En efecto, esta obra constituye la introducción a dichos cursos. Sirve al alumno familiarizado con la Termodinámica Metalúrgica y la Física del Sólido para puntualizar los principios que se aplicarán en el curso. En cambio, para los asistentes que no poseen los conocimientos previos necesarios, constituye un elemento valioso para estudiar los temas expuestos en forma breve y concisa, sin tener que recurrir a varios cursos previos de Física Metalúrgica, Termodinámica, etc. En este caso, para fijar los conceptos, se aconseja resolver los ejercicios y problemas de aplicación que figuran en el capítulo 9.

Por último, en la vida profesional constituye un apoyo para la utilización de los diagramas de equilibrio de las aleaciones en las tareas de la industria y una guía para los trabajos en el laboratorio metalográfico.

En varias Universidades y Escuelas Superiores de América Latina se adoptó como texto en asignaturas denominadas Metalografía, Metalurgia Física o Metalurgia I.

Buenos Aires, 1980 Nora Lindenvald

CONTENIDO

1

El cristal metálico

INTRODUCCIÓN

Las propiedades de las sustancias dependen en gran parte de la disposición de sus átomos en el espacio y del tipo de enlace que los une.

Los metales son sólidos cristalinos con propiedades típicas debidas al ordenamiento de sus átomos según sistemas geométricos determinados. Estos átomos, a su vez están unidos entre sí de un modo particular, característico de los metales. Para el estudio de la metalurgia es indispensable conocer la estructura íntima del cristal metálico y el enlace típico que aparece entre sus átomos. Esto es lo que abordaremos en este capítulo, para deducir luego las propiedades de los metales.

En los capítulos subsiguientes veremos que es posible modificar estas propiedades para adaptar los materiales a nuestras necesidades. Estas modificaciones se logran mediante operaciones denominadas Tratamientos Térmicos.

ENLACES ATOMICOS

Existen cuatro mecanismos mediante los cuales los átomos adyacentes en un sólido se unen y logran su estado de equilibrio (energía libre del sistema). Son los llamados cuatro tipos de enlace atómico. El tipo de enlace atómico rige muchas de las propiedades de las sustancias. Generalmente aparecen en un mismo material uno o dos tipos de enlaces.

1. El enlace iónico

Se basa en la atracción eléctrica entre iones de carga opuesta dispuestos en forma alternada. Se presenta por ejemplo en los cristales salinos como el cloruro de sodio. El sodio, con un solo electrón de valencia, tiende a cederlo y quedar con la capa electrónica exterior saturada con ocho electrones (configuración de menor energía libre). Queda así el átomo de sodio cargado positivamente. A su vez el átomo de cloro, con siete electrones periféricos, tiende a tomar uno para completar su capa exterior con ocho electrones y llegar así a su configuración de equilibrio. El átomo de cloro se convierte, pues, en un ion negativo. Estos iones se disponen según un ordenamiento regular y alternado ocupando los puntos de una red cristalográfica, atraídos entre sí por su carga eléctrica. A esta atracción se suma la fuerza de unión debida al descenso del valor de la energía interna del sistema por el intercambio de los electrones periféricos. Por lo tanto las uniones de este tipo son rígidas y muy, fuertes. Estos cristales iónicos no poseen plasticidad alguna, debido a la rigidez de sus enlaces, no pudiéndose laminar, forjar, etc. Sometidos a esfuerzos se rompen por clivaje a lo largo de determinados planos cristalográficos. Tampoco son buenos conductores de la electricidad (en estado sólido) por tener sus cargas eléctricas comprometidas en el enlace iónico.

2. Enlace homopolar o covalente

Consiste en la coparticipación de electrones periféricos por parte de dos átomos. Ocurre con átomos de más de tres electrones periféricos. Así por ejemplo en la molécula biatómica de cloro, los dos átomos comparten dos electrones (uno de cada uno) y de este modo ambos átomos completan su capa exterior con ocho electrones y alcanzan así su configuración de equilibrio (figura 1.1). El diamante es un sólido de uniones covalentes; cada átomo de carbono se encuentra ligado a otros cuatro con enlace covalente. De este modo el átomo de cuatro electrones periféricos se beneficia con otros cuatro electrones que comparten con él los cuatro átomos vecinos.

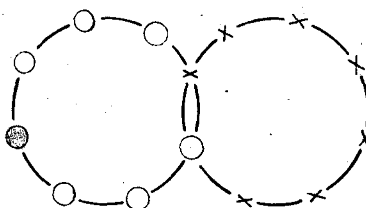


Figura 1-1

Como puede deducirse, las uniones resultan muy rígidas. Los materiales con este tipo de enlace resultan generalmente duros y con escasa conductividad eléctrica.

3. Enlace de Van der Waals

Son uniones débiles entre moléculas saturadas o átomos con la capa electrónica periférica completa. En estas moléculas o átomos neutros se produce una polarización de las cargas en el momento de acercarse las partículas. De este modo la porción de una partícula dirigida hacia la vecina polariza su carga positiva hacia la porción negativamente polarizada de la otra. Se producen en consecuencia atracciones débiles que dan lugar a su vez a uniones también débiles.

4. Enlace metálico

Se presenta entre átomos con pequeño número de electrones periféricos, como ocurre en los metales. Los átomos tienden a desprender estos electrones y los iones positivos que quedan se disponen en una estructura geométrica ordenada y simétrica, denominada estructura cristalina. Esta estructura puede ser más o menos compleja y puede contener algunas irregularidades. Con retículos cristalinos simples y regulares se alcanzan valores muy bajos de energía interna del sistema, o sea un estado de equilibrio altamente estable. Los electrones desprendidos forman una atmósfera o nube electrónica que envuelve y se interpone entre los iones positivos ordenados. Este tipo de unión atómica denominada enlace metálico, es muy fuerte porque la atracción electrostática entre los iones positivos y la nube electrónica se suma a la disminución de energía debido a:

a) la formación de iones con su capa periférica completa;

b) el ordenamiento de estos iones en retículos cristalográficos.
La nube electrónica cuyos electrones cambian de lugar constantemente entre los iones positivos y existen también por momentos en estado libre, es la responsable de la conductividad eléctrica de los metales. Por otra parte, todos los iones positivos son equivalentes, por lo cual el metal sometido a esfuerzos se comporta de una manera plástica.
sitio, deslizarse hacia otra posición y restablecer las ligadura? Esto se ve facilitado por la existencia de numerosas imperfecciones en el retículo cristalino. A consecuencia de una fuerza aplicada, los lugares vacíos en la red son ocupados por iones y aparecen las imperfecciones en otro sitio. Por lo tanto los metales son plásticos: pueden laminarse, forjarse, trafilarse, etc.

Los iones positivos del retículo cristalino forman estructuras compac--as que podrían representarse con esferas tangentes entre sí. Para estudiar las diferentes disposiciones geométricas de los iones positivos de un metal se conviene en representar solamente los centros de los iones con un punto cada uno y unirlos con segmentos para formar los diferentes

cuerpos geométricos cuya repetición a lo largo del retículo forma la estructura del cristal. La nube electrónica se omite en estas representaciones (figura 1.2).

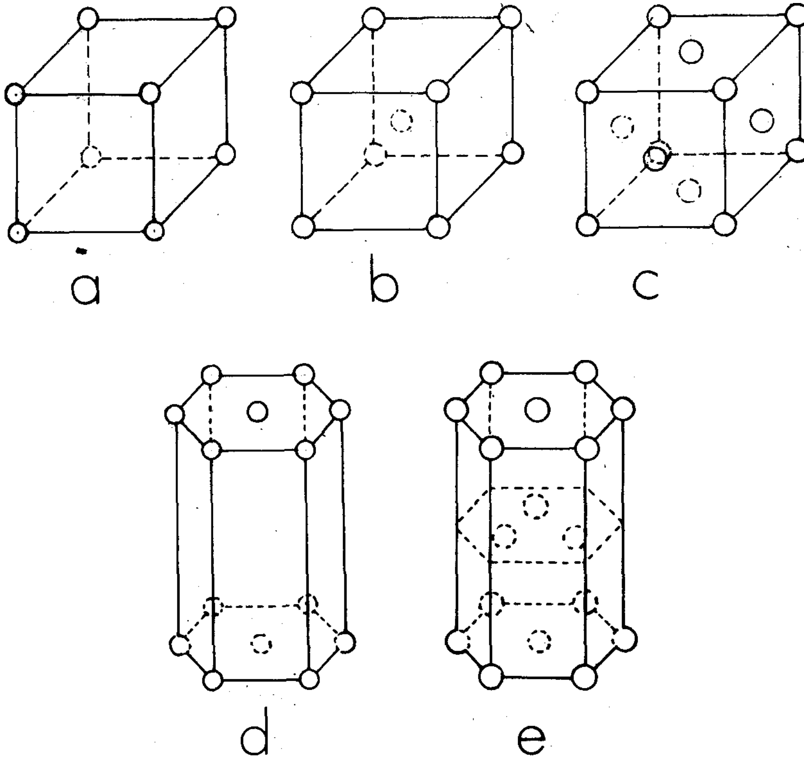


Figura 1-2

a) sistema cúbico simple
b) sistema cúbico de cuerpo centrado
c) sistema cúbico de caras centradas
d) sistema hexagonal simple
e) sistema hexagonal compacto

EL CRISTAL METALICO

En una red cristalográfica es siempre posible elegir ocho puntos próximos que unidos forman un cuerpo geométrico que se repite a lo largo de la red. Las aristas de este cuerpo geométrico constituyen los parámetro de la red o vectores de la malla. Los átomos que forman este cuerpo geométrico más otros que puede tener alojados en su interior, forman la celda estructural. Según el tipo de celda estructural el metal pertenece a un sistema cristalográfico determinado.

Un sistema queda definido por los tres vectores de la malla o constantes de malla y los tres ángulos interaxiales. Existen siete sistemas cristalográficos fundamentales. A su vez, la mayoría de ellos puede presentar su malla con átomos alojados dentro de la celda estructural. Ejemplo: en el sistema cúbico, en el cual la celda que se repite es el cubo, podemos tener tres variedades:.

a) el sistema cúbico simple con un átomo en cada vértice del cubo;

b) el sistema cúbico a cuerpo centrado con un átomo en cada vértice del cubo y uno en el centro del cubo y

c) el sistema cúbico a caras centradas con un átomo en cada vértice del cubo y uno en cada centro de cara (la figura 1.2 ilustra este caso).

En la tabla 1.1 se indican los diferentes sistemas cristalográficos con sus variantes, sus vectores de malla y sus ángulos interaxiales. En los me-

tales los sistemas cristalográficos más frecuentemente encontrados son el cúbico y el hexagonal (figura 1.2).

Tabla 1.1

SISTEMA CRISTALINO	VARIANTES	EJES	ANGULOS.
Cúbico	Simple A cuerpo centrado A caras centradas	a=b=c	α=β=γ=9O°
Tetragonal	Simple A cuerpo centrado	a=b≠c	α=β=γ=9O°
Ortorrómbico	Simple A cuerpo centrado A base centrada A caras centradas	a≠b≠c	*α=β=y*=90°
Romboédrico	Simple	a=b=c	α=β=γ≠90º
Hexagonal	Simple Compacto	$a_1 = a_2 = a_3 \neq c$	α=β=90º; γ=120°
Monoclínico	Simple A base centrada	a≠b≠c	α=β=90º; ≠γ
Triclínico	Simple	a≠b≠c	*α≠β≠γ*≠90º

En la tabla 1.2 se dan algunos ejemplos de los metales más utilizados y el sistema cristalográfico al cual pertenecen.

Tabla 1.2

SISTEMA	EJEMPLOS
Cúbico de cuerpo centrado	Cr, Fe_{α}, Mo, W
Cúbico de caras centradas	Al, Cu, Au, Pb, Ni, Pt, Ag, Fe_{γ}
Hexagonal compacto	Co, Mg, Ti, Zn

A veces conviene usar la representación del retículo con la celda elemental o primitiva, que es una celda unitaria con átomos en los vértices solamente.

Se puede considerar que la celda unitaria posee un solo punto reticular pues los otros siete se atribuyen a los otros siete paralelepípedos adyacentes. Así, por ejemplo, la celda primitiva del cubo centrado en las caras es el romboedro. La del hexagonal es el tetragonal (figura 1.3).

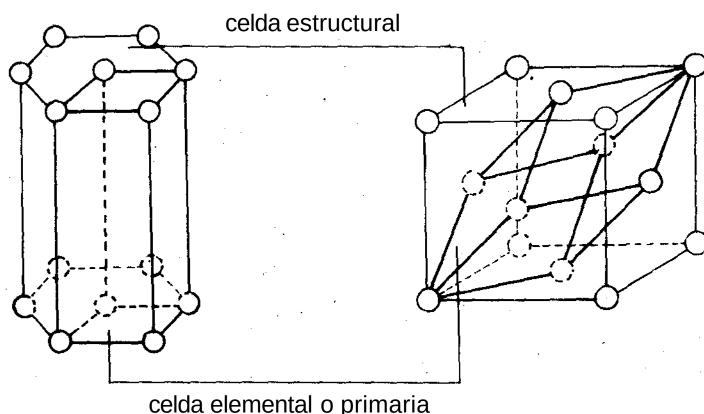


Figura 1-3

Algunos metales pueden cambiar su estructura cristalográfica variando las condiciones de temperatura y presión. Así el hierro a temperatura ambiente posee una estructura cúbica de cuerpo centrado (Fea), mientras que por encima de 910-ºC cambia esa estructura por la cúbica de caras centradas (Fe_{γ}). Por encima de los 1.400 ºC y hasta la temperatura de fusión vuelve a aparecer la estructura de cubos de cuerpo centrado (Fe_{δ}).

ESTRUCTURA CRISTALOGRAFICA Y PROPIEDADES

El ordenamiento interno de los átomos es la característica esencial del estado cristalino. La simetría externa que presentan algunos cristales no es más que una evidencia de su estructura interna. Las caras externas de un cristal son planos cristalográficos de átomos ordenados. Del mismo modo, las aristas exteriores son líneas de átomos pertenecientes a la red. El tipo de retículo cristalográfico determina muchas de las propiedades tísicas y químicas que caracterizan a un metal, como la conductividad, la solubilidad, la resistencia mecánica, el coeficiente de dilatación,etc.

A consecuencia de la estructura cristalográfica, los metales presentan distintas propiedades en las diferentes direcciones dentro del cristal. Por este carácter vectorial de las propiedades fisicas se dice que los metales son anisótropos. En cambio los gases, líquidos y sustancias amorfas son isotrópicos. En los cristales que poseen direcciones equivalentes desaparecen las diferencias en las propiedades. Así, en el sistema cúbico la resistividad eléctrica, la conductividad térmica, etc, tienen valores iguales a lo largo de direcciones equivalentes.

Al hablar de enlace metálico hemos mencionado las propiedades fundamentales que caracterizan a los metales: la conductividad eléctrica y la plasticidad. La conductividad eléctrica se atribuye a la existencia de la nube electrónica que envuelve al retículo de iones positivos. La plasticidad en cambio se debe a la equivalencia de los iones positivos que forman la red y pueden deslizarse unos sobre otros, cambiando su posi¬ción. Esto es facilitado por las imperfecciones que la red cristalográfica suele presentar (ej: planos incompletos de átomos, denominados dislocaciones). De este modo el metal sometido a solicitaciones puede deformarse plásticamente.

Esta propiedad de plasticidad varía, como las demás propiedades, con la estructura cristalográfica. Así los metales que cristalizan en el sistema cúbico de caras centradas presentan los valores mayores de plasticidad. Cuando se trata de aleaciones de dos o más metales, cuanto más simple y simétrica sea la estructura cristalográfica de la aleación, mayor será la facilidad de deformación plástica. En cambio, en estructuras complejas de red cristalográfica poco simétrica, las propiedades de la aleación se acercan cada vez más a las sustancias amorfas: disminuye la plasticidad, aumenta la resistencia mecánica y la dureza, etc.

EL GRANO METALICO - BORDE DE GRANO - TAMAÑO DE GRANO - PROPIEDADES

Los materiales metálicos se presentan casi siempre con estructuras policristalinas. Esto se debe a que la cristalización comienza al mismo tiempo en diversos puntos y progresa hasta que las diversas porciones de cristal se toquen e impidan su ulterior crecimiento. Cada porción de cristal formado se denomina **grano** y su límites **bordes de grano.** Los bordes de grano son sitios donde cambian las direcciones de los planos cristalográficos. Constituyen, pues, sitios que tienden a trabar los deslizamientos atómicos. De esto se deduce que un metal de grano fino (gran cantidad de borde de grano en relación con el volumen total) es menos deformable plásticamente y ofrece, por lo tanto, mayor resistencia mecánica (estática). También puede aumentar la resistencia al choque o tenacidad (resistencia a esfuerzos dinámicos) puesto que el material adquiere mayor homogeneidad por su grano más fino.

Este aumento de la resistencia mecánica del material con la disminución del tamaño de grano se cumple a temperaturas que no sean excesivamente altas. A muy altas temperaturas la cohesión del material en los bordes disminuye bruscamente y produce fragilidad intergranular. Esto se menciona muy poco en los libros de metalurgia convencional, pues las temperaturas usadas en los tratamientos comunes están por debajo de la zona de peligro. Pero en los materiales destinados a equipos modernos de ingeniería espacial, debe estudiarse cuidadosamente este fenómeno. A la temperatura de fusión la cohesión del borde de grano

vale cero y crece a medida que desciende la temperatura. Pero en el cristal que forma el grano hay también una cierta fuerza de cohesión (que posibilita el ordenamiento) que también crece al disminuir la temperatura aunque menos que en el borde del grano. De modo que existe una temperatura de equicohesión (figura 1.4). Si tenemos dos

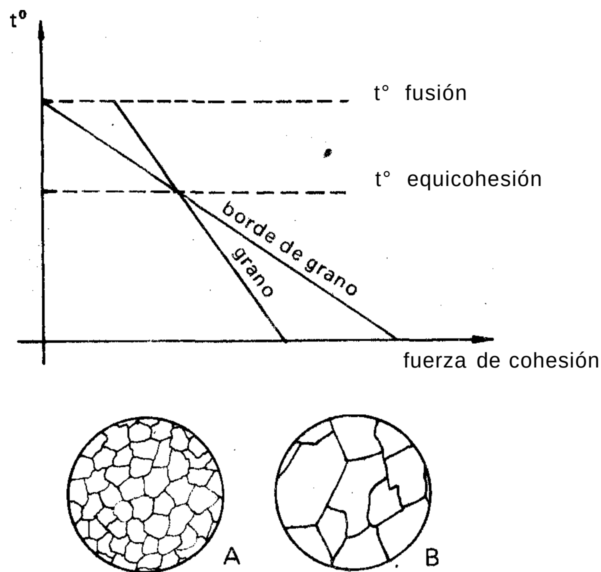


Figura 1-4

trozos de metal: uno de grano fino A (mucha superficie de borde de grano) y otro de grano grueso B (poco borde de grano) (figura 1.4) por arriba de la temperatura de equicohesión, será más resistente a la deformación el de grano B y a la temperatura ambiente el de grano pequeño A. Por la misma causa, por arriba de la temperatura de equicohesión la fractura es generalmente intercristalina (por los bordes de grano) y por debajo, en cambio, transcristalina (por los planos cristalográficos o de clivaje).

LA NOTACION EN EL CRISTAL METALICO

Existen varios métodos para localizar un punto o un plano dentro de una aleación metálica. Cada uno de estos métodos pertenece a un "sistema de notación".

Hemos hablado del retículo cristalográfico que forman los átomos de los metales, donde ocurren los distintos fenómenos de deformación plástica, difusión, transformaciones, etc. Cuando estos fenómenos son direccionales es conveniente poder individualizar los distintos planos cristalográficos que forman el metal. El método de notación más utilizado es el de los índices de Miller.

Ley de los índices Racionales de Häuy

Dado un sistema de tres ejes coordenadas y tomando como unidad a la menor distancia del origen a un plano del retículo, todo otro plano cortará a los ejes a una distancia que es múltiplo entero de dicha unidad.

INDICES DE MILLER

Para determinar el **índice de Miller** de un plano cristalográfico se toma como, origen a uno de los vértices de la celda estructural y se trazan desde él tres ejes de referencia coincidentes con las tres aristas de la celda que convergen en dicho punto. Se gradúan los ejes en unidades de distancia interaxiales, que son para cada eje la menor distancia del origen a un plano del retículo. Para localizar un plano cristalográfico se determinan las coordenadas de los puntos de intersección del plano sobre cada eje. Las inversas de estos valores constituyen los índices de Miller (Ej.: figura 1.5).

Si un plano corta a los ejes coordenadas a las distancias del origen H, , , en unidades de longitudes axiales, los índices de Miller serán 1/n, 0, 0 ó sea los recíprocos de esas distancias. Por lo tanto para los ejes *x*, *y* y z de la figura 1.6 el plano (100) es paralelo a *y* y a *z*.

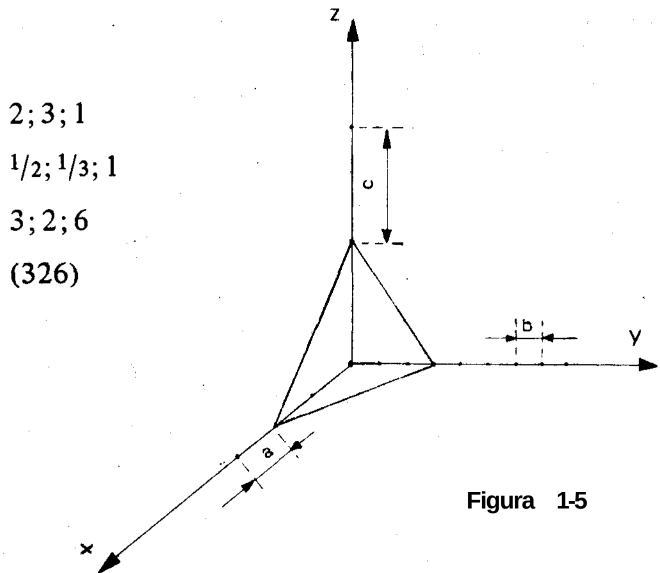


Figura 1-5

Método de determinación:

1) Se mide, en unidades de longitudes axiales, la distancia, desde el origen, a la cual el plano en cuestión corta los ejes. En la figura 1.5 es: 2; 3; 1.
2) Se toman los recíprocos de esos números: 1/2; 1/3; 1.
3) Se reducen a números del menor valor absoluto que guarden la misma proporción: 3; 2; 6.
4) Se representa (326).

Los planos con índices homólogos proporcionales son paralelos. Para designar una serie de planos paralelos se los reduce a su mínima expresión.

Así: (333) // (222) // (111) y se escribe (111).

Los ejes se pueden designar por el índice que corresponde al plano perpendicular, entre corchetes. Ej.: [111].

Permutando los índices se tiene un sistema de planos (los planos correspondientes a un sistema cristalográfico). Ej.: los planos de las caras en el sistema cúbico son: (100) (010) (001) (100) (010) (001) y se representan con el primer índice entre llaves {100}(significa sistema cúbico). La figura 1.6 muestra tres ejemplos de planos cristalográficos en el sistema cúbico.

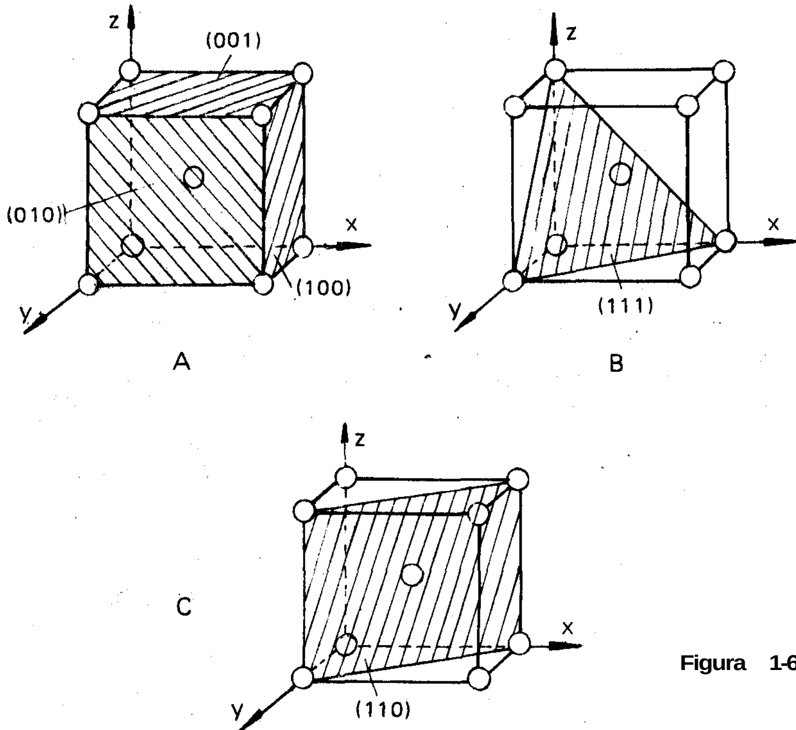


Figura 1-6

índice de Miller Bravais

En el sistema hexagonal las caras laterales de los prismas hexagonales no tienen índices de Miller obtenibles por permutación. Se toma un cuarto eje en la base del prisma a 120° de ox y su dato se coloca en el tercer lugar en el índice: (h k *i* l). Es redundante, pues *i*= -(h + k) pero obvia muchos inconvenientes en su uso.

EL ESTUDIO DE LAS REDES CRISTALOGRAFICAS

Si sobre los planos de un retículo incide un haz de rayos de longitud de onda del orden de magnitud de los espaciados del retículo, éstos se convierten en centros de difracción y originan nuevas radiaciones. Los rayos difractados que no se encuentran en fase (cuando las crestas de una radiación coinciden con los valles de otra) se anulan parcial o totalmente entre sí. En cambio, aquellos que se encuentran en fase se refuerzan y emergen. Para que ello ocurra, el ángulo que forma el rayo emergente con el plano del cristal debe cumplir la **Ley de Bragg,** que dice que la diferencia o atraso de los rayos reflejados en los distintos planos cristalográficos (o sea 2 d sen *6* en la figura 1.7) debe ser un número entero de la longitud de onda de la radiación.

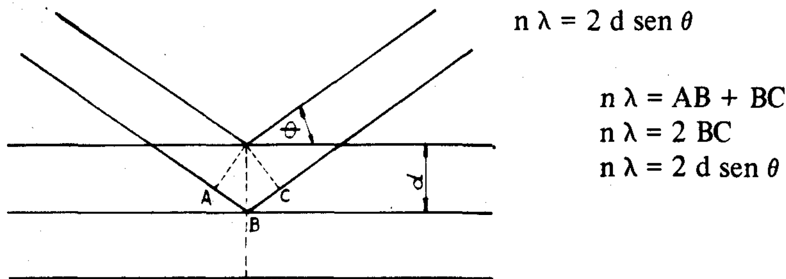


Figura 1-7

Se varía el ángulo hasta obtener el haz deseado y luego se calcula d o constante de la red.

Para dar una idea general de las dimensiones de los parámetros en los cristales metálicos, diremos que en el sistema cúbico a oscila entre 3 y 5 Å. En el sistema hexagonal compacto, a oscila entre 2 y 3 Å y c entre 3 y 6 Å.

DIFRACCION DE RAYOS X

Las radiaciones de la luz visible poseen longitudes de onda demasiado

grandes para poder ser difractadas por los retículos cristalográficos de los metales. En cambio existen otras radiaciones, como los rayos X, cuya longitud de onda es del orden de la magnitud del retículo metálico.

La luz visible se origina cuando a causa de una excitación algunos electrones periféricos o de valencia caen a posiciones de nivel energético menor. En cambio los rayos X, que son también, como la luz, de naturaleza electromagnética, se producen por la transición de electrones de capas internas. Sus longitudes de onda son 10.000 veces menores que las de la luz visible (0,25 - 0,1 x 10^{-8} cm). Generalmente se produce una serie de rayos X de diferente longitud de onda, correspondiendo a lo que en la radiación luminosa se llama luz blanca. Dentro de ella hay siempre preponderancia de determinada longitud de onda denominada radiación característica.

Los rayos X se producen en un tubo con dos electrodos donde se hace el vacío y se origina una diferencia de potencial de 30.000 voltios entre los electrodos. En el cátodo se emiten electrones desde un filamento incandescente calentado desde el exterior. Estos electrones a causa del gradiente de potencial se dirigen al ánodo o anticátodo. Por su gran velocidad producen perturbaciones en las capas externas e internas de los electrones del anticátodo (generalmente de cobre o molibdeno). El reajuste que sigue a esta perturbación se acompaña de un desprendimiento de energía en forma de ondas electromagnéticas denominadas rayos X.

Los rayos X se aplican para el estudio de las redes cristalográficas de los metales. Para ello se aplica la Ley de Bragg (ver figura 1.7).

Los diversos métodos aplicados difieren:

a) en la utilización de rayos de una sola longitud de onda o de un haz blanco de rayos X; y
b) en hacer incidir dichos rayos en un cristal fijo, uno giratorio o un polvo de cristal.

Método de Laue

Utiliza un haz "blanco" de rayos X sobre un cristal fijo perfecto y sin tensiones (figura 1.8). El filamento en el cátodo C emite electrones que llegan al anticátodo A donde se produce una emisión de rayos X. Un haz de rayos X de una gama de longitudes de ondas llega a un diafragma D que deja pasar un haz delgado que incide sobre el cristal fijo **O**. Este

difracta los rayos (S - S') y la imagen se registra en una placa fotográfica **P.**

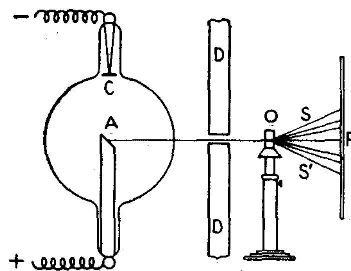


Figura 1-8

Método de Bragg

Este método usa rayos X monocromáticos que inciden sobre un cristal que gira. Durante la rotación cada serie de planos pasa por una posición donde su ángulo 0 satisface la Ley de Bragg y produce una radiación que se registra en una película, como lo muestra la figura 1.9.

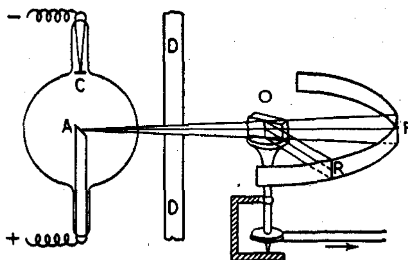


Figura 1-9

Método de los polvos

El método Debie Scherrer, o de los polvos, expone a un haz monocromático de rayos X un polvo de cristal o una gran cantidad de pequeños cristales. También puede exponerse un material policristalino de pequeño tamaño de grano, fijo en un soporte. En este caso existen siempre, para cada serie de. planos, cristales con posición favorable para cumplir con la Ley de Bragg. Todas las posiciones de una serie de planos forman un haz difractado en forma de cono. Cada uno de estos

conos forma una línea curva en su intersección con una cinta de película plana, como lo muestra la figura 1.10.

Con el método de los polvos además de poder estudiar la estructura de los metales después de una deformación plástica, puede también estudiarse la orientación preferente de los cristales después de una deformación plástica, las tensiones residuales, el rango del tamaño de los granos de un material, etc.

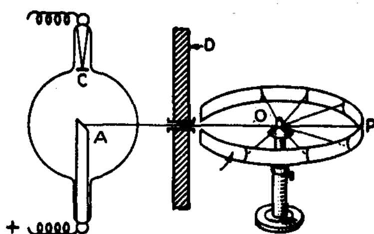


Figura 1-10

Difracción de electrones

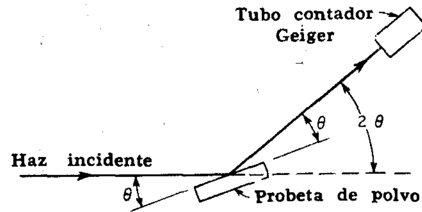
Los electrones en movimiento en un campo con gran caída de potencial actúan como un haz de rayos X y pueden ser difractados por un retículo cristalográfico y registrar figuras de difracción para estudios similares a los realizados con los rayos X. La diferencia entre ambos consiste en la corta duración de la exposición fotográfica con la difracción de electrones (fracciones de segundo) contra varias horas para los rayos X y la poca penetración de los haces de electrones, que los hacen aptos para el estudio de capas muy finas de recubrimientos metálicos.

El espectómetro de rayos X

La intensidad de los rayos X reflejados por un cristal puede medirse con un dispositivo electrónico como un contador Geiger o una cámara de ionización, en lugar de una película fotográfica (figura 1.11.). La muestra consta de un cristal que gira a una velocidad determinada. El instrumento de medición de intensidad (contador Geiger) se mueve a una velocidad doble de la muestra. De este modo el registrador formará siempre con el haz el ángulo apropiado para recoger cada reflexión de

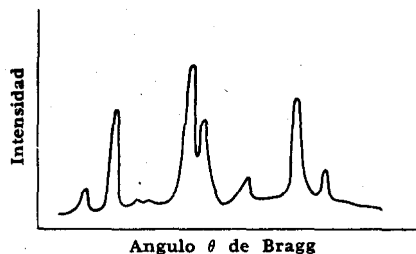
Bragg ni bien aparezca. En los aparatos modernos el medidor de inten-

Figura 1-11



sidad se conecta a un amplificador y luego a un registrador que dibuja el gráfico correspondiente (figura 1.12). Cada cresta de intensidad corresponde a un plano cristalográfico en una posición reflectante. En lugar del cristal reflejante puede utilizarse una probeta de polvos o un trozo de metal policristalino. Gracias a la precisión de los resultados de la medición de intensidades de reflexión Bragg este método puede utilizarse para hacer análisis químicos cualitativos y cuantitativos.

Figura 1-12



Para el estudio de algunas propiedades de los metales se recurre a la localización de los diferentes planos de su retículo cristalográfico.

La manera más práctica de localizar y representar en forma bidimensional los diferentes planos en un retículo cristalográfico es la:

Proyección estereográfica

El método consiste en trazar una circunferencia alrededor del cristal, cómo lo indica la figura 1.13.

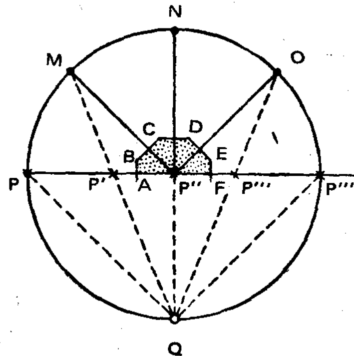


Figura 1-13

Si queremos representar los planos AB, BC, CD, DE y EF del cristal, trazaremos líneas perpendiculares a los mismos que pasen por el centro del círculo y corten su perímetro en los puntos P, M, N, O y P"" (figura 1:13). Se ubica un punto focal o polo Q en la parte inferior de la circunferencia y se unen los puntos de intersección P, M, N, O y P"" con Q. Estas líneas cortan al plano ecuatorial en los puntos P, P', P", p'" y p"". Estos puntos son los que representan a los planos cristalográficos de referencia. Con esta representación obtenemos las denominadas "figuras polares", muy útiles por ejemplo en la localización de los planos durante la deformación plástica de los metales.

La **Red de Wulf** es una proyección estereográfica sobre líneas de latitud y longitud, como lo indica la figura 1.14.

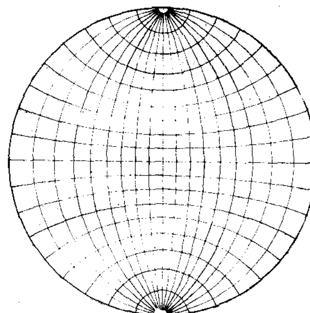


Figura 1-14

ALEACIONES-DISTINTOS TIPOS-LA SOLUCION SOLiDA-EL COMPUESTO INTERMETALICO-SISTEMAS BI Y POLIFASICOS

Se denomina aleación a la reunión de dos o más metales o de uno o más metales con sustancias no metálicas. En todos los casos el producto final posee estructura cristalográfica en estado sólido.

Existen diversos tipos de aleaciones que veremos más adelante con mayor detalle. Aquí hacemos solamente un enfoque somero para señalar la correspondencia de las propiedades de las diferentes aleaciones con su estructura cristalográfica. .

Cuando se dice que un metal b es soluble en el metal a, significa que la estructura cristalográfica de la aleación corresponde a la que caracteriza al metal puro a. Los átomos del componente b se encuentran dispersos dentro de la red cristalográfica del metal a y la aleación se llama **solución sólida**.

Existen dos formas de solución sólida: cuando el soluto tiene sus átomos alojados en los espacios interatómicos del solvente se dice que tenemos una **solución intersticial**. En cambio, cuando sustituye átomos del metal solvente se dice que la solución sólida es **sustitucional**. Generalmente el volumen atómico es el factor que determina el tipo de solución sólida. Soluciones intersticiales pueden originarse solamente con solutos de pequeño volumen atómico. El átomo de soluto sustitucional puede tener un diámetro ligeramente menor o mayor que el del solven--e. Como los parámetros de la red o distancias interatómicas tienden a mantenerse constantes, en el caso de átomos de soluto de menor diámetro, los átomos del solvente se acercarán a ellos. En caso contrario se alejarán.

Cualquiera que sea el tipo de solución sólida ésta posee una red cristalográfica menos simétrica que el solvente puro. Por lo tanto, el metal puro y las soluciones sólidas de baja concentración son los materiales más deformables. Esto lo podemos comprobar en los aceros, los bronces, etc. Así, en el bronce (solución sólida de Sn en Cu), cuanto menor es el porcentaje de Sn mayor será la facilidad para la deformación plástica. La irregularidad introducida en la malla con la presencia de otro metal disuelto distorsiona la red y actúa trabando el deslizamiento de los, planos atómicos, aumentando así la resistencia mecánica de la aleación. Se tiene otro ejemplo en los aceros aleados con níquel, que al disolverse en la red del hierro la distorsiona, disminuye su plasticidad y aumenta su resistencia mecánica.

Podemos aplicar estas mismas consideraciones a otras propiedades de los metales. Cuanto más simple, regular y simétrica sea la red cristalográfica (más metálica será la sustancia), mayor será la conductividad eléctrica del metal. Así, por ejemplo, el cobre electrolítico es muy buen conductor. Pero ya, con pequeñas cantidades de impurezas, la conductividad eléctrica decrece considerablemente.

Existen elementos que no son solubles en determinados metales, formando una fase separada. En realidad no hay insolubilidad total sino una solubilidad muy reducida. Esa cantidad ínfima del segundo constituyente disuelto distorsiona muy poco la red del cristal, pero para propiedades tan sensibles como la conductividad eléctrica cualquier impureza, aún las llamadas insolubles, pueden hacer notar sus efectos.

No nos ocuparemos de puntualizar la influencia de la estructura cristalográfica en otras propiedades de los metales por el carácter reducido de este libro; consideramos que la plasticidad, la conductividad, la dureza y la resistencia mecánica son propiedades representativas suficientes para aclarar el problema.

Cuando en una aleación además de un metal puro p una solución sólida tenemos otra (ej. una mezcla de dos tipos de solución sólida α y β) generalmente corresponde una estructura cristalográfica a α y otra a β. Los trozos de cristal (grano) a constituyen una fase del sistema y los β otra fase. Si tenemos una mezcla de ambos cristales existirán interfases entre ambos que interrumpen la continuidad del material, trabando los posibles deslizamientos de los planos atómicos y, por consiguiente, disminuyendo el coeficiente de deformación plástica. Esto origina a su vez un aumento de la resistencia mecánica estática (ej. a la tracción). Un ejemplo lo constituyen los bronces o aleaciones cobre-estaño. En estas aleaciones con concentraciones de estaño hasta un 10 % tenemos una solución sólida homogénea, llamada a. Por arriba del 14% de Sn se presenta una mezcla de dos fases sólidas α y δ. Pues bien, los bronces a se usan para estampar por su facilidad de deformación plástica. En cambio, los bronces $\alpha + \delta$ se llaman bronces mecánicos y se utilizan en estado de colada: se aplican donde se necesita mayor resistencia mecánica pero no pueden deformarse plásticamente.

En algunos casos, en los sitios de interfase, la cohesión del material se hace muy pobre y pueden formarse zonas de fragilidad. En los bronces, a concentraciones mayores de 30% aparecen constituyentes con interfases de gran fragilidad.

De este modo puede definirse a los sitios de interfase como zonas límites entre dos estructuras cristalográficas diferentes. Su influencia se manifiesta en:

a) el aumento de la resistencia estática (por trabar el deslizamiento de los planos atómicos); y

b) en la disminución eventual de la resistencia dinámica (al choque), pues por sus valores de cohesión pueden resultar zonas de fragilidad. (Un ejemplo clásico es la interfase grafito-perlita en la fundición gris.)

Si las distintas fases del material se forman en momentos diferentes (tienen distintas temperaturas de solidificación), con procesos lentos podemos obtener granos bien conformados en su estado de equilibrio estable, que pueden poseer altos valores de plasticidad. Con procesos metalúrgicos más bruscos impedimos en parte el ordenamiento regular de los átomos, disminuyendo la plasticidad y aumentando su dureza y fragilidad. Cuando, en cambio, las distintas fases de una aleación aparecen al mismo tiempo, o sea coprecipitan, se forman estructuras de granos muy finos de gran resistencia y poca plasticidad denominadas eutéc--icos.

Tanto en los metales puros como en las soluciones sólidas pueden efectuarse, como hemos dicho, **deformaciones plásticas** (como forja, laminación etc.). Cuando un metal es muy plástico la deformación puede efectuarse en frío. En este caso los granos se alargan en el sentido de la deformación y el retículo cristalográfico se distorsiona. Esta distorsión impide la deformación ulterior. Se dice que se produce una consolidación mecánica.

Existen aleaciones que contienen porciones de material formadas por un compuesto químico definido, llamado **compuesto intermetálico.** Estos compuestos poseen generalmente uniones atómicas covalentes. Constituyen compuestos rígidos y duros y, por consiguiente, se oponen a toda deformación plástica. Son, además, difíciles de maquinar y sus interfases con el resto del material suelen presentar valores muy bajos de cohesión. Las aleaciones que los contienen resultan así muy frágiles.

Podemos resumir las **estructuras cristalográficas** de los metales en la forma siguiente:

ESTRUCTURAS CRISTALOGRAFICAS

a) Estructuras cristalográficas altamente simétricas y regulares: corresponden a los metales puros y soluciones de muy baja concentración. Confieren propiedades de plasticidad (pueden laminarse, estamparse, forjarse, etc.) , baja resistencia mecánica (ej: tracción) y alta conductividad eléctrica. Tanto la conductividad eléctrica como la plasticidad disminuyen al aumentar la cantidad de soluto en las soluciones sólidas.

   Dentro de este tipo de estructuras cuanto más fino sea el grano mayor será la resistencia a la tracción y la tenacidad. A temperaturas por arriba de la temperatura de equicohesión se invierten los valores de la resistencia.

b) Dos o más fases en una aleación: presentan baja plasticidad (no se laminan, forjan, etc.) y alta resistencia mecánica. Sin embargo pueden resultar frágiles. Esto depende del valor de la fuerza de cohesión en las interfases.

c) Estructuras de deformación plástica. Granos alargados. Presentan mayor dureza y resistencia y menor plasticidad que las estructuras de las cuales provienen.

d) Aleaciones con compuestos intermetálicos: duros y frágiles.

En los capítulos siguientes se volverán a tratar las mismas estructuras desde el punto de vista de su mecanismo de formación, su aspecto en el microscopio y su representación mediante los diagramas de equilibrio siempre en relación con las propiedades que confieren al material.

2

Estructuras metalográficas Su mecanismo de formación y propiedades

Como ya hemos mencionado, la cristalización puede comenzar en varios puntos de la masa metálica generando porciones de cristal llamadas granos. Si se trata de un metal puro todos los granos responderán al mismo sistema cristalográfico pero tendrán diferente orientación. Los límites entre dos granos o bordes de grano contienen átomos no ordenados, o sea que no han alcanzado el alto grado de equilibrio de la red cristalográfica. Poseen por lo tanto una energía libre mayor que el resto del material. Los bordes de grano pueden considerarse porciones de cristal distorsionado donde los átomos se encuentran desplazados de su posición de equilibrio. La tensión provocada por este desplazamiento origina el aumento de energía libre mencionado. Además, los bordes de grano son sitios de acumulación de impurezas. En efecto, las impurezas insolubles en el metal sólido presentan generalmente una solubilidad algo mayor en estado líquido. Por lo tanto al ir solidificando el metal, las impurezas siguen quedando en el líquido remanente hasta quedar aprisionadas entre los granos. Por todas estas consideraciones, los bordes de grano son sitios de mayor reactividad con los ácidos.

Si pulimos una superficie metálica y la atacamos con un reactivo ácido, como el nital (ácido nítrico al 2-5% en alcohol) utilizado en la observación de los aceros, se atacarán mucho más rápidamente los bordes de los granos que el resto del material. Veremos pues en el microscopio las líneas atacadas (rugosas y, por lo tanto, no devuelven los rayos en forma perpendicular) que marcan los bordes de grano. Las características de los granos así revelados (tamaño, forma, distribución, etc.) originan una **estructura** llamada **metalográfica.** Cuando existen varios constituyentes, los granos de uno de ellos se atacan más que los del otro, destacándose por ello en la estructura metalográfica. De ésta deducimos el posible comportamiento del material. La técnica metalográfica consiste pues en poner en evidencia los distintos tipos de granos, llamados constituyentes metalográficos, y su tamaño, forma y distribución. Existen diversas estructuras metalográficas que, de acuerdo al modo de formarse, podemos clasificar en:

a) estructuras metalográficas de nucleación y crecimiento (regulares e irregulares);

b) estructuras eutécticas o de coprecipitación;

c) estructuras martensíticas;

d) estructuras de compuestos intermetálicos.

Veremos en detalle cada una de ellas.

Cada tipo de estructura sugiere un comportamiento determinado de la aleación. Es sumamente importante conocer el mecanismo de su formación pues, de ese modo, en piezas ya fabricadas podemos destruir una estructura y generar otra, de acuerdo ala modificación de propiedades deseada. Estos procesos se denominan tratamientos térmicos.

ESTRUCTURAS DE NUCLEACION Y CRECIMIENTO

Comenzaremos considerando el caso de la formación de una fase sólida en el seno de un líquido. Es la **solidificación** de un metal. Para for-

mar una porción de fase nueva necesitamos disponer de una cantidad de energía libre. En efecto, para crear esta porción de cristal en el seno del metal líquido debemos crear un volumen nuevo y una superficie de interfase. El volumen del sólido formado se acompaña de un desprendimiento de energía libre ΔFv, puesto que, según las condiciones físicas ya existentes (temperatura, presión, concentración, etc.) el material sólido se encuentra en estado de equilibrio más estable (menor valor de energía interna) que el líquido. Por lo tanto la formación de la partícula sólida va acompañada por un desprendimiento de energía libre que es proporcional al volumen del sólido formado: ΔFv (figura 2.1). Por el contrario, la superficie de interfase que debe formarse es un sitio de mayor energía y, por lo tanto, debemos entregar al sistema una cantidad de energía que es proporcional a la superficie formada: ΔFs (figura 2.1).

¿De este modo, durante la formación de una partícula de cristal dentro del líquido, el sistema desprende una cantidad de energía proporcional al cubo del radio (volumen) y absorbe otra, proporcional al cuadrado del radio (superficie). Con partículas de tamaño pequeño (superficie grande respecto del volumen) prevalecerá el valor de la energía superficial, o sea que el sistema absorbe energía. Pero en partículas cada vez mayores, el valor de ΔFv va influyendo cada vez más puesto que éste aumenta proporcionalmente al cubo del radio, mientras ΔFs varía con el cuadrado del mismo. Si sumamos ambas funciones, tendremos una curva resultante ΔF total,, que pasa por un valor máximo y luego disminuye. Esto significa que para que una partícula (*germen*) se convierta en núcleo y siga creciendo, debe poseer un radio mayor que el radio crítico r* y una energía libre mayor que ΔF* (figura 2.1). La fórmula siguiente y la figura 2.1 ilustran el proceso de la nucleación.

$$\Delta F = \Delta F_{(sup)} + \Delta F_{(vol)}$$

$$\Delta F_{(sup)} = \delta \;.\; 4\pi \;.\; r^2$$

$$\Delta F_{(vol)} = \epsilon \;.\; 4/3\pi \;.\; r^3$$

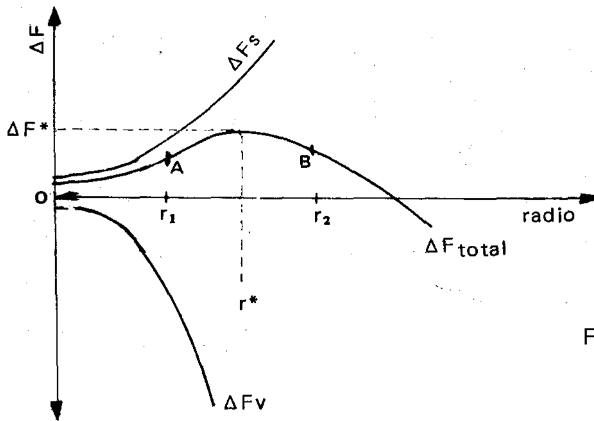


Figura 2-1

Siendo

ΔFs = La energía necesaria para crear la interfase.

ΔFv = La energía liberada por el volumen de fase condensada.

δ = Coeficiente. Es la energía necesaria para crear una unidad de superficie de interfase.

ε = Coeficiente. Energía liberada por la formación de una unidad de volumen de fase condensada.

En efecto, sabemos que un sistema físico progresa siempre en sentido tal que le permita disminuir su energía interna. Pues bien, una partícula de radio r_1 con una energía libre correspondiente al punto A (figura 2.1) disminuye su energía libre cuando avanza hacia el punto 0, o sea disminuye su radio. Esta partícula tiene probabilidades de desaparecer. En cambio una partícula de radio r_2 con una energía libre correspondiente al punto B, disminuye su estado energético avanzando hacia la derecha, o sea aumentando su radio. Esta partícula está destinada a crecer} Se dice que el germen se ha convertido en núcleo ($r>r^*$) y crece. Generalmente se necesitan partículas extrañas de impurezas que proporcionan el núcleo inicial y permiten la formación de la nueva fase.

Con grandes cantidades de impurezas dispersas, se forman muchos núcleos, o sea que el material comienza a cristalizar en muchos sitios dando una estructura de granos finos. Con líquidos muy puros, en cambio, se forman muy pocos centros de nucleación. Esto permite un amplio crecimiento de los cristales individuales antes de tocarse mutuamente. Es decir que el material será de grano grueso. Por ejemplo, en la colada de acero, cuando se quiere obtener un material de grano fino, se utiliza como desoxidante del baño el aluminio. El producto de la reacción de desoxidaxión es el óxido de aluminio. Esta sustancia tiene dificultad para subir a la escoria, quedando en el baño un sinnúmero de

partículas de $Al_2 O_3$ finamente divididas. Estas partículas actúan luego durante la solidificación como núcleos de cristalización. Por eso se dice que "el aluminio afína el grano del acero".

Una vez constituido el núcleo, éste crece dando lugar al grano. En los sitios de gradientes térmicos muy acentuados (paredes de lingoteras, etc.) este crecimiento se hará más velozmente *en* ja dirección del gradiente térmico, dando lugar a granos alargados. En otras condiciones los granos serán más o menos equiaxiales. El crecimiento se efectúa según determinados ejes cristalográficos en forma arborescente. Por ello se llaman dendritos a los cristales en formación y crecimiento dendrítico al fenómeno (figura 2.2).

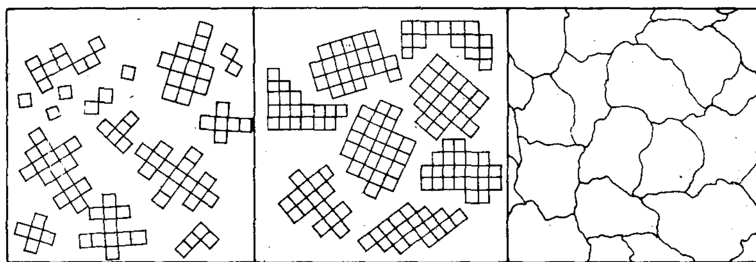


Figura 2-2

Cuando dos dendritos se tocan impiden su mutuo crecimiento y forman bordes de grano (figura 2.2). Durante la solidificación las impurezas quedan atrapadas en los bordes de grano. Es el fenómeno denominado segregación. Los elementos solubles también se concentran en la periferia de los granos que solidifican en último término. A este fenómeno se le da el nombre de nucleizado. Estas estructuras se llaman de colada (formación de cristales a partir de un metal líquido) y pueden presentar heterogeneidad química en cantidad tanto mayor cuanto mayor sea la velocidad de enfriamiento. Si el enfriamiento es lento o se realizan tratamientos posteriores de calentamiento, los elementos solubles difunden y homogeinizan la composición química del material.

Pasemos ahora al caso de la nucleación y crecimiento de una fase sólida, en un sólido ya existente, denominado **recristalización**.

Supongamos tener una fase homogénea α. Si se quieren eliminar rastros de tratamientos anteriores, afinar el grano o efectuar cualquier operación de recristalización, deberá primero introducirse en el material una cantidad de energía libre correspondiente a ΔF^* (figura 2.1). Esto

se logra por medio de una deformación plástica (laminación, trefilación, forja, etc.). Luego se calienta para dotar a los átomos de la energía cinética necesaria, notándose que en los sitios de mayor energía acumulada (los bordes de grano) aparecen nuevos granos pequeños equiaxiales. Estos crecen a expensas de los granos formados. Al cabo de un tiempo todo el material está recristalizado (figuras 2.3, 11.3, 1 1.4 y 11.5).

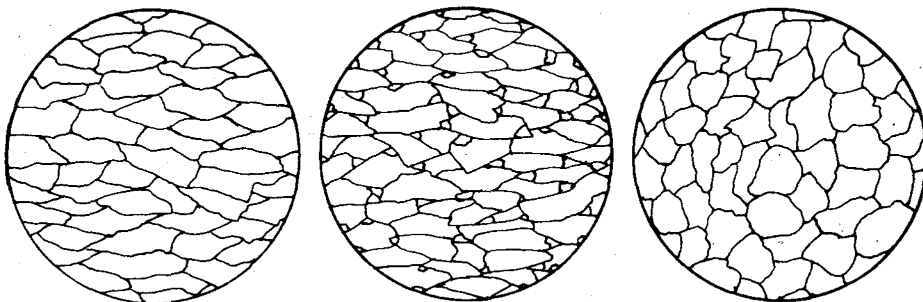


Figura 2-3

En este caso debe agregarse otro término a la ecuación de la figura 2.1 que corresponde a la energía de deformación de la fase matriz al introducir una nueva fase dentro de ella. Así se tendrá:

$$\Delta F = \overset{(+)}{\Delta F_{sup}} + \overset{(-)}{\Delta F_{vol}} + \overset{(+)}{\Delta F_{deform}}$$

Si se siguen calentando los nuevos cristales equiaxiales formados, éstos comienzan a crecer. Existe una cantidad mínima de deformación (se expresa en % de reducción) necesaria para posibilitar la recristalización. Por arriba de ese valor, a cada porcentaje de deformación le corresponde una temperatura mínima de recristalización. En estas reacciones juega un papel importante la difusión de los componentes químicos de la aleación para permitir la formación de la nueva fase.

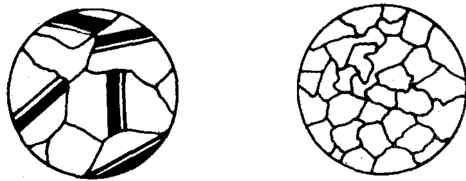
Los mecanismos que se han descripto mediante los cuales aparece una nueva fase con granos más o menos equiaxiales, se llaman de nucleación y crecimiento. Se presentan en los metales puros y en las aleaciones que forman solución sólida. Cuando se trata fe soluciones sólidas, la cristalización no ocurre a una temperatura constante, sino durante un intervalo de temperaturas y dura un cierto tiempo.

Cuando durante el calentamiento de la aleación ocurre un cambio de estructura cristalográfica, como sucede en el hierro que a 910 ºC pasa de

hierro a (cúbico de cuerpo centrado) a Fe_γ (cúbico de caras centradas), la recristalización puede efectuarse sin realizar una deformación plástica previa. Simplemente se calienta la aleación hasta transformar todo el Fe_α en Fe_γ y se vuelve a enfriar lentamente. La estructura pasa nuevamente a Fea produciéndose la recristalización.

La estructura metalográfica de los constituyentes de nucleación y crecimiento es el de granos poligonales (figuras 2.4, 11.1 y 11.38) en su estado de equilibrio estable. Se obtiene con enfriamientos lentos después de la recristalización. Se denomina estructura de recocido.

Figura 2-4



Existen estructuras irregulares de nucleación y crecimiento. Se obtienen:

a) Con enfriamientos algo bruscos (al aire), que no permiten la correcta conformación de los granos, dando estructuras de grano fino de formas irregulares. El constituyente que se nuclea pero no llega a conformar los granos equiaxiales puede adoptar un aspecto de red dentro de la estructura. Son las estructuras denominadas de normalizado (figura 11.13).

b) Con tratamientos de temperaturas o tiempos insuficientes no se llegan a destruir completamente los granos previos y se obtienen estructuras heterogéneas. Estas se obtienen también cuando la deformación previa es insuficiente ($\Delta F < \Delta F^*$) (figuras 11.40 y 11.48).

c) Con calentamientos excesivos que dan lugar al crecimiento de los granos. Esto origina a menudo estructuras aciculares y frágiles (figuras 11.14 y 11.15).

En algunos casos quedan vestigios de la deformación plástica previa observándose en el microscopio unas franjas que atraviesan algunos granos. Estas franjas se llaman maclas y se las trata en el capítulo de Deformación Plástica (figura 11.38).

Las propiedades mecánicas correspondientes a estas estructuras de granos poligonales, constituyentes de nucleación y crecimiento, son de

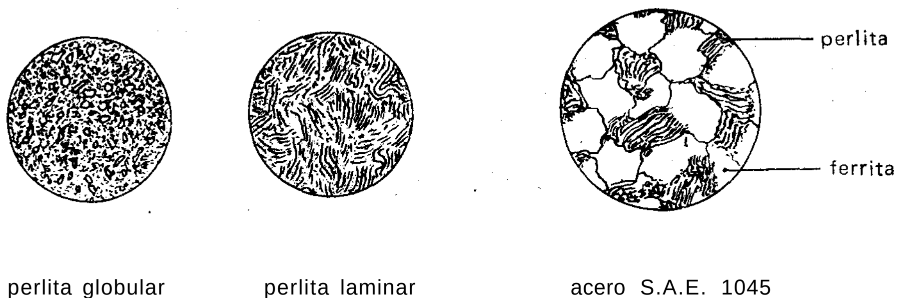
baja dureza, altos valores de alargamiento (plasticidad) y poca resistencia mecánica (tracción). En la solución sólida el aumento de la cantidad de soluto baja la plasticidad y aumenta la resistencia mecánica.

ESTRUCTURAS EUTECTICAS O DE COPRECIPITACION

Existen aleaciones, que en determinadas condiciones de temperatura y concentración producen una precipitación conjunta de dos. o más constituyentes metalográficos. La estructura obtenida se llama eutéctica. Esto ocurre solamente para una determinada concentración de los componentes químicos de la aleación. La temperatura de solidificación es la más baja de toda la serie de aleaciones. Así, por ejemplo, en la aleación de los metales A y B, si la concentración que produce el eutéctico (coprecipitación de A y B) es el 70% A y el 30% B, todas las demás concentraciones imaginables de A y B comenzarán a solidificar a temperaturas superiores a la temperatura de solidificación del eutéctico. Esta temperatura se llama temperatura eutéctica.

La cristalización eutéctica lleva un tiempo determinado (no es instantánea) pero mientras se efectúa, la temperatura permanece constante. La transformación eutéctica ocurre simultáneamente en toda la masa metálica, por lo cual los granos formados son muy pequeños y no pueden crecer. Se obtiene una yuxtaposición de los dos o tres componentes de la aleación, que pueden tener formas globulares o laminares. Esto depende del estado de la fase madre de la que provienen. Si es un líquido, el eutéctico es globular; si provienen de un sólido se llama eutectoide y puede ser laminar o globular. La ledeburita es un ejemplo de eutéctico globular. La perlita, en cambio, es un eutectoide laminar o globular (figuras 2.5, 11.18 y 11.19). Los eutécticos por su grano sumamente fino no poseen la facilidad de deformación plástica de los metales puros y las soluciones sólidas. En cambio son algo más duros y resistentes. Sobre todo poseen, altos valores de resistencia al choque o tenacidad.

Una aleación puede estar formada por varios constituyentes metalográficos. Así puede contener granos poligonales de solución sólida y zonas de eutéctico, etc. Por ejemplo, el acero de 0,45% de carbono contiene granos de perlita (eutectoide) y ferrita (solución sólida) (figuras 2.6 y 11.12).



perlita globular   perlita laminar   acero S.A.E. 1045

Figura 2-5   Figura 2-6

ESTRUCTURAS MARTENSITICAS

Provienen de tratamientos térmicos. Cuando una aleación presenta diferentes estados alotrópicos a distintas temperaturas (ej. Fe_α - Fe_γ) la recristalización puede hacerse sin deformación previa. En esta recristalización intervienen dos mecanismos: la transposición de la estructura cristalográfica y la difusión.

En efecto, los dos estados alotrópicos tienen distinta capacidad para disolver a los demás componentes de la aleación. Es por eso necesario acompañar al cambio de estructura cristalográfica del movimiento de los átomos, que permita la introducción o la salida de átomos de soluto en las distintas redes que se organizan durante la recristalización. Este movimiento se llama difusión.

Ahora bien, la transposición cristalográfica es sumamente rápida, en cambio la difusión es relativamente lenta. Si después de calentar y mantener la aleación a la temperatura conveniente para que la fase de alta temperatura se homogeinice, se lo enfría lentamente, se permite una recristalización normal, pues los átomos solutos han tenido el tiempo suficiente para difundir y tomar la configuración de equilibrio estable correspondiente a la temperatura ambiente. La aleación habrá recristalizado, eliminándose estructuras anteriores y se encontrará en equilibrio estable. El tratamiento térmico se llama recocido.

Si en cambio se efectúa un enfriamiento brusco, de tal forma que pueda producirse la transformación cristalográfica pero no la difusión, se obtendrá como resultado la estructura cristalográfica estable a temperatura ambiente pero con una cantidad de soluto que corresponde a otra estructura. Se tendrá, pues, la red distorsionada y una estructura inestable. El tratamiento se llama **transformación martensítica** y el producto de la reacción: **martensita**, en el caso de los aceros.

En otras aleaciones, también se encontrará esta transformación, que igualmente se denomina martensítica, pero los productos de la reacción tienen nombres diferentes. La transformación martensítica es esencialmente una transformación sin difusión.

Los productos obtenidos son duros, frágiles y de gran resistencia a la abrasión. Generalmente deben sufrir un tratamiento adicional de un calentamiento a baja temperatura (revenido) para disminuir su fragilidad. El aspecto metalográfico de estas estructuras es de grano fino y acicular (agujas que forman entre sí ángulos agudos) (figuras 11.20 y 11.47).

ESTRUCTURAS DE COMPUESTOS INTERMETALICOS

Son compuestos químicos de gran dureza y resistencia a la abrasión. Corresponden al porcentaje de los componentes que presenta el punto de fusión más alto. Cuando se generan a partir de un líquido, se presentan en forma de grandes agujas o placas muy duras con interfases que poseen poca cohesión con el resto del material. De este modo, las aleaciones que los contienen son frágiles, duras y difíciles de maquinar (figura 11.35). Cuando se originan en la aleación ya solidificada se ubican en los bordes de los granos formando redes de fragilidad (figura 11.24). Si se logra su precipitación en forma de cristales aislados de pequeño volumen pueden usarse como elementos resistentes a la abrasión o cortantes (figuras 11.49 y 11.29).

A modo de resumen se enunciarán las diferentes estructuras metalográficas, su mecanismo de formación y sus propiedades:

ESTRUCTURAS METALOGRAFICAS

a) **Estructuras metalográficas de nucleación** y **crecimiento.** Se presentan en los metales puros y las soluciones sólidas. Son granos poligonales que confieren plasticidad y poca resistencia. Para generarse y crecer necesitan una energía libre y un radio de partícula críticos. En la solidificación necesitan partículas de impurezas que proporcionan el r*. En la recristalización necesitan una deformación previa que provea el ΔF*. Si hay cambios alotrópicos durante el calentamiento no se precisa la deformación previa. Dentro de este tipo de estructuras metalográficas pueden presentarse casos irregulares:
   1) estructuras de colada con muchas heterogeneidades químicas (se puede homogeneizar mediante tratamientos) y
   2) recristalización con enfriamientos algo bruscos o normalizados,que no permiten la conformación correcta de los granos equiaxiales, dando estructuras irregulares, reticulares o de grano muy fino. En caso de calentamientos excesivos se obtienen estructuras aciculares frágiles. Son comunes en los aceros.

b) **Estructuras metalográficas de tipo eutéctico.** Coprecipitación de dos o más constituyentes. Grano fino, globular o laminar. Poca plasticidad. Buena resistencia mecánica. Especialmente gran tenacidad.

c) **Estructuras metalográficas martensíticas.** Provienen de una transformación cristalográfica sin difusión. Estructura acicular (agujas) fina. Dura, frágil, resistente a la abrasión. Puede disminuirse la fragilidad con un tratamiento adicional.

d) **Estructuras de compuestos intermetálicos.** Compuestos químicos que forman con la matriz interfases de poca cohesión que producen fragilidad. Gran dureza y resistencia a la abrasión, por lo cual se las emplea en la fabricación de herramientas y material antifricción.

3

Diagramas de equilibrio Sistemas binarios

ANALISIS TERMICO - CURVAS DE ENFRIAMIENTO

Se denomina **análisis térmico** al estudio de la variación de temperatura experimentada por un metal o aleación durante su -calentamiento o enfriamiento. Si suministramos calor a un material metálico éste experimentará un aumento de temperatura. Con cantidades de calor constante por unidad de tiempo tendremos una elevación continua de temperatura en el material, siempre que éste no experimente transformación alguna. La representación gráfica de la variación de la temperatura del material con el tiempo se denomina **curva de calentamiento** o **curva de enfriamiento.** Un metal que no experimenta transformación alguna en el rango de temperaturas consideradas, posee la curva de calentamiento correspondiente a la figura 3.1 y la curva de enfriamiento de la figura 3.2.

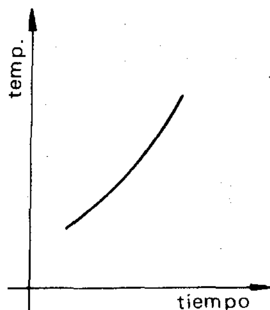


Figura 3-1

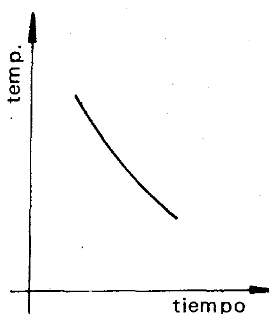


Figura 3-2

Las transformaciones experimentadas en la estructura de metales ocurren generalmente con absorción o desprendimiento de energía. Si durante el enfriamiento de un metal éste pasa por una temperatura a la cual experimenta alguna transformación estructural, su,curva de enfriamiento presentará una inflexión, Así, por ejemplo, la curva de enfriamiento de un **metal puro** presenta una meseta que corresponde a su temperatura de solidificación (figura 3.3). En efecto, mientras dura la solidificación el sistema desprende la diferencia de energía entre el estado líquido y sólido. Esta energía desprendida compensa a la que se retira del sistema durante el enfriamiento. Por lo tanto, la temperatura permanecer constante mientras dura el cambio de estado. Una vez completada la solidificación, la curva de enfriamiento continúa su descenso (figura 3.3).

En la práctica suele necesitarse un pequeño subenfriamiento para lograr el comienzo de la solidificación (figura 3.4). Una vez comenzada la

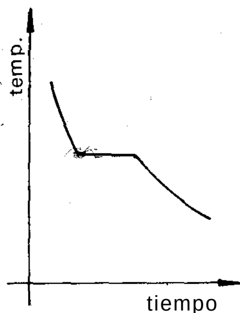


Figura 3-3

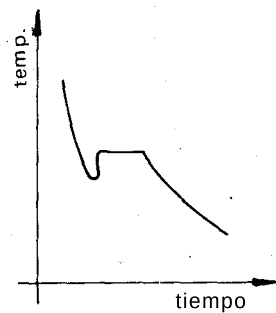


Figura 3-4

cristalización, la temperatura sube hasta el valor que le corresponde y se . mantiene constante durante toda la solidificación. Luego sigue el enfriamiento, ya en fase sólida.

Las aleaciones no suelen presentar curvas de enfriamiento de este tipo. Así, por ejemplo, una aleación de dos metales que se disuelven mutuamente en estado sólido en todas proporciones, presenta un

intervalo de solidificación (T_1 - T_2 en la figura 3.5) en lugar de la meseta. Los puntos M y N de la curva de enfriamiento corresponden a los puntos de comienzo y fin de la solidificación. El intervalo de solidificación toma distintos valores de acuerdo a la concentración de los

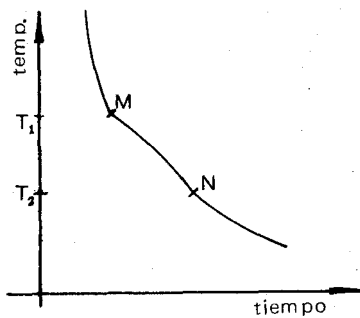


Figura 3-5

metales componentes de la aleación. Así, por ejemplo, siendo A y B los componentes de la solución sólida, podemos determinar toda una gama de curvas de enfriamiento, como lo muestra la figura 3.6.

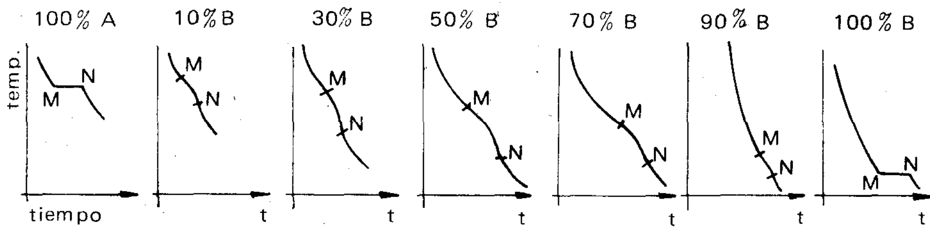


Figura 3-6

Si representamos esta serie de curvas en un solo diagrama, indicando sobre las ordenadas las temperaturas y sobre las abscisas las concentraciones de B en A, tendremos la figura 3.7. Si ahora unimos todos los

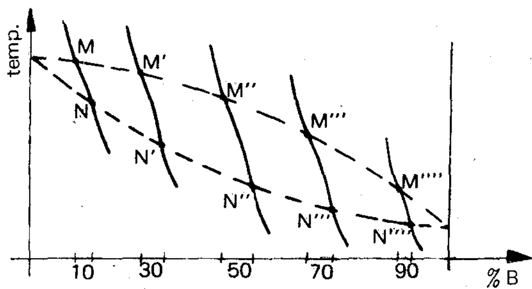


Figura 3-7

puntos de comienzo y todos los de fin de la solidificación, tendremos el diagrama de transformación de la aleación, que en este caso está constituido por dos curvas: la superior o **líquidus,** por arriba de la cual toda la aleación se encuentra en estado líquido, y la inferior denominada **sólidus,** por debajo de la cual toda la aleación está en estado sólido (figura 3.8). Entre ambas curvas tenemos una aleación bifásica: coexistencia de fases liquida y sólida.

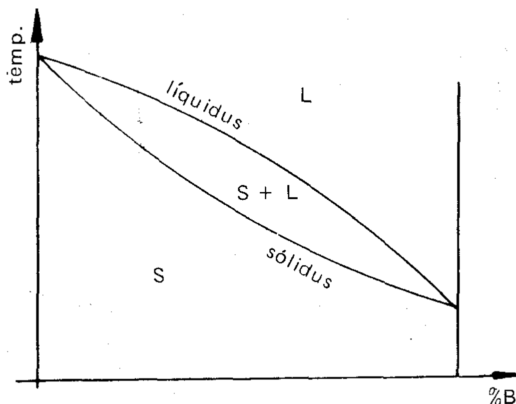


Figura 3-8

Los diagramas de transformación representan los cambios experimentados por las distintas aleaciones al variar su concentración y su temperatura. Estas representaciones aluden a transformaciones lentas, que permiten al sistema efectuar los desplazamientos atómicos necesarios para mantener durante todo el tiempo un estado de equilibrio estable. Por eso se denominan también diagramas de equilibrio. Se obtienen yuxtaponiendo curvas de enfriamiento correspondientes a toda la gama de concentraciones de una aleación determinada y uniendo los puntos de inflexión (de transformación) que presentan (figura 3.7). En esta figura, los planos que contienen las curvas de enfriamiento se consideran perpendiculares al plano del papel.

Los diagramas de equilibrio presentan aspectos diferentes para cada tipo de aleación. Su estudio facilita comprender los caracteres distintivos de los diversos tipos de aleaciones. Por otra parte resultan ser auxiliares inapreciables en todos los trabajos de metalurgia.

Estudiaremos los diagramas de equilibrio de los siguientes tipos de aleaciones:

1. Aleaciones binarias de componentes

a) Solubles en estado líquido e insolubles en estado sólido.
b) Solubles en estado líquido y solubles en estado sólido.
c) Solubles en estado líquido y parcialmente solubles en estado sólido.
d) Insolubles en estado líquido e insolubles en estado sólido.
e) Insolubles en estado líquido y parcialmente solubles en estado sólido.
f) Que contienen compuestos intermetálicos.
g) Que contienen reacciones peritécticas.
h) Que contienen transformaciones en estado sólido.

2. Aleaciones ternarias, cuaternarias, etc.

Destacaremos en cada caso la estructura metalográfica y las propiedades mecánicas de la aleación correspondiente a cada zona del diagrama.

ALEACIONES BINARIAS DE COMPONENTES SOLUBLES EN ESTADO LIQUIDO Y COMPLETAMENTE INSOLUBLES EN ESTADO **SOLIDO**

Diagrama Eutéctico

Este es un caso muy importante y el estudio del diagrama correspondiente ofrece mucho interés al metalurgista. Estudiaremos la aleación Cadmio-Bismuto, que es un ejemplo característico de este tipo de aleaciones. El análisis térmico de las aleaciones Cd-Bi de diferentes concentraciones arroja curvas con un intervalo de solidificación y una meseta (figura 3.9). A medida que aumentamos el porcentaje de Bi de la aleación, disminuye el intervalo de solidificación y aumenta la longitud de la meseta, hasta llegar a una concentración critica, en este caso 60% Bi y 40% Cd, para la cual no existe intervalo de solidificación y la meseta adquiere su longitud máxima. Esta aleación presenta, como los metales puros, una única temperatura de solidificación. Se denomina **aleación eutéctica.** La concentración que le corresponde se llama **concentración eutéctica** y su temperatura de solidificación **temperatura eutéctica** (ver figura 3.9). Las aleaciones de concentración en Bi mayor que 60% vuelven a presentar, además de la meseta, un intervalo de solidificación.

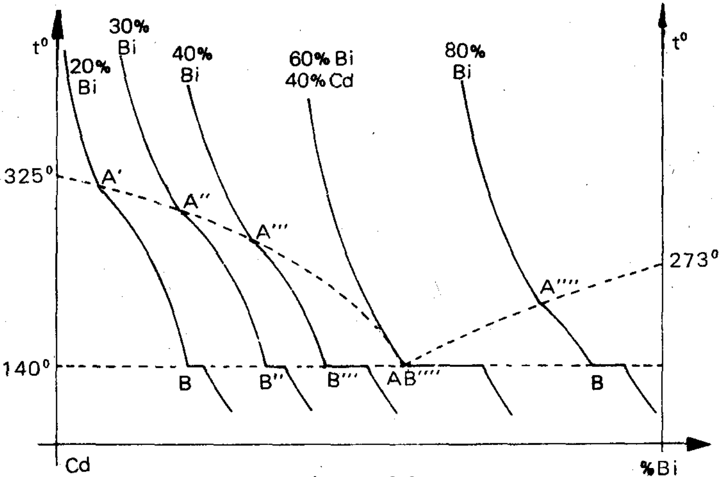


Figura 3-9

Si unimos ahora los puntos de comienzo y fin de la solidificación obtendremos el diagrama de equilibrio que corresponde a este tipo de aleaciones denominado también diagrama eutéctico (figura 3.10).

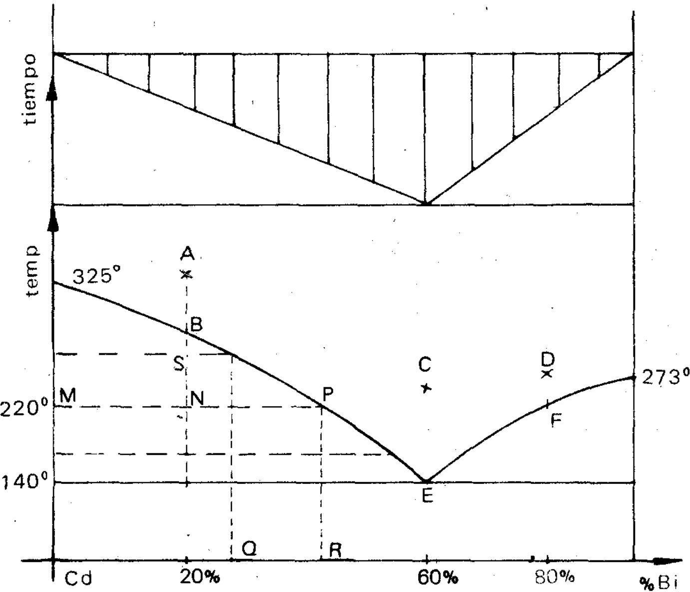


Figura 3-11

Figura 3-10

En efecto, de acuerdo a la ley crioscópica de Raul (física: soluciones) referente a los puntos de solidificación de soluciones cuyos componentes resultan insolubles en estado sólido tenemos que: "La temperatura de solidificación de un líquido disminuye con el agregado de una sustancia soluble en estado líquido e insoluble en estado sólido". La disminución de la temperatura de solidificación es proporcional a la cantidad de moléculas disueltas (propiedad coligativa). De este modo, siendo las temperaturas de solidificación de los metales puros Cd y Bi 325 °C y 273 ºC, respectivamente (figura 3.10), toda aleación de ambos componentes solidificará a temperaturas menores que las citadas, originándose dos curvas de solidificación descendentes (líquidus) que deberán converger en un punto. A este punto se lo denomina eutéctico y corresponde a la aleación de menor punto de solidificación.

Ejemplo de aplicación. Si se toma una aleación A de 20% de Bi en Cd en estado líquido y se lo enfría, al llegar al punto B (figura 3.10) comienzan a separarse cristales de metal Cd puro. El líquido remanente pierde componente Cd y se va enriqueciendo en Bi. En consecuencia, y de acuerdo a la Ley de Raoult, bajará su temperatura de solidificación. Por lo tanto, para proseguir la solidificación debe efectuarse un descenso de la temperatura del líquido. A medida que sigue bajando la temperatura y prosigue la precipitación de Cd puro, aumentando los cristales en número y tamaño, la composición del líquido remanente toma los valores de las proyecciones sobre la abscisa de los puntos de la curva BE. Finalmente, cuando la temperatura llega a 140 ºC estaremos en presencia de cristales de Cd puro en el seno de un líquido cuya composición química corresponde al eutéctico E. En ese punto las líneas del líquidus y sólidus coinciden. Por debajo de esta temperatura no puede existir metal líquido. Por lo tanto en este punto debe solidificar todo el líquido remanente formado por Cd y Bi. Pero hemos dicho que estos metales no son miscibles en estado sólido. Precipitarán por lo tanto en forma separada yuxtaponiéndose los pequeños cristales de ambos metales impidiendo, de esta manera, su mutuo crecimiento. Cada cristal de Cd precipitado produce a su alrededor una sobresaturación en Bi, que precipitará luego. Se origina una estructura de grano muy fino uniformemente distribuido, denominado eutéctico, que rodea a los cristales primarios de Cd puro formados previamente.

Si tomamos ahora una aleación correspondiente a la concentración de 60% Bi y 40 % Cd en estado líquido (por ejemplo el punto C de la figura 3.10) y la enfriamos, no experimentará cambio alguno hasta que la temperatura alcance el valor de 140 ºC. En este momento coprecipi-

tan cristales puros de Cd y Bi, formando el eutéctico. Como se ve en la figura 3.10, ésta es la aleación de menor punto de solidificación de toda la gama.

Si estudiamos una aleación líquida de 80% de Bi (en el punto D de la figura 3.10) veremos que durante el enfriamiento, al llegar al punto F, comienza a precipitar Bi puro a partir del líquido. El líquido remanente, al ir perdiendo Bi, se enriquece en Cd y su composición sigue los valores de las proyecciones sobre la abscisa de la curva FE. Al llegar a la temperatura de 140 ºC (temperatura eutéctica) tendremos cristales de Bi puro en el seno de un líquido de composición eutéctica, que a partir de este instante precipita en forma de eutéctico rodeando los cristales primarios de Bi. La precipitación del eutéctico no es instantánea. Su duración es proporcional a la cantidad de eutéctico a formarse. Pero durante su precipitación la temperatura permanece constante, como en el caso de los metales puros.

En el proceso de solidificación podemos medir el tiempo durante el cual la temperatura permanece constante. Este tiempo toma un valor máximo para la aleación eutéctica y va disminuyendo a medida que nos alejamos hacia ambos extremos del diagrama. Si superponemos al diagrama de equilibrio de la figura 3.10 otro que comparta la abscisa con el primero y cuya ordenada represente los tiempos de permanencia a temperatura constante durante la solidificación (longitudes de las mesetas, en las curvas de enfriamiento de la figura 3.9), tendremos la figura 3.11. Una aplicación práctica de este diagrama doble es poder calcular la composición química de una aleación (su ley) a partir del dato del tiempo de permanencia a temperatura constante durante la solidificación. Debe trabajarse con la misma masa total de aleación que la que ha servido para construir el diagrama de los tiempos.

Durante la solidificación descripta podemos conocer a cada temperatura la proporción entre las cantidades de líquido y sólido presentes. En efecto, en la figura 3.10 los segmentos horizontales correspondientes a cada temperatura están subdivididos por la vertical de la concentración inicial en dos partes inversamente proporcionales a las cantidades de líquido y sólido presentes.

Así, a la temperatura de 220 ° C tendremos para la aleación de 20 % de Bi en Cd:

$$\frac{\text{Cant. líquido}}{\text{Cant. sólido}} = \frac{MN}{NP}$$

$$\frac{\text{Cant. líquido}}{\text{Cant. líq.} + \text{Cant. sól.}} = \frac{MN}{MP}$$

$$\%\ \text{líquido} = \frac{MN}{MP} \times 100$$

$$\%\ \text{sólido} = \frac{NP}{MP} \times 100$$

Tendremos pues a 220 °C, por ejemplo, una cantidad en % de líquido igual a

$\frac{MN}{MP}$ x 100, de composición química R (45 % Bi) y una cantidad en % de sólido igual a $\frac{NP}{MP}$ x 100, de composición química 100% Cd.

Para el estudio de la estructura metalográfica y propiedades mecánicas de las diversas aleaciones que representa un diagrama eutéctico, dividiremos éstas en:

a) aleaciones hipoeutécticas Nos. 2 y 3 (figura 3.12);

b) aleaciones eutécticas Nº 4 (figura 3.12); y

c) aleaciones hipereutécticas Nos. 5 y 6 (figura 3.12).

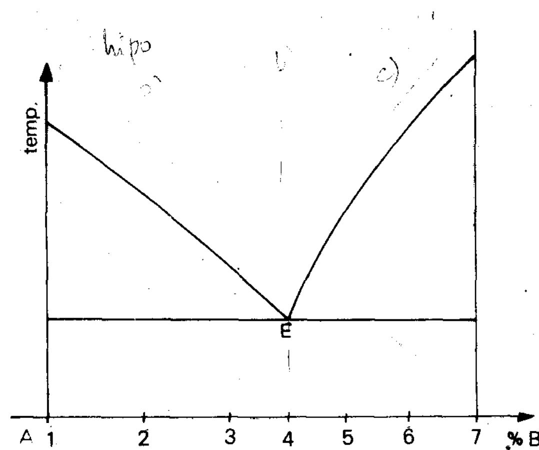


Figura 3-12

Detallaremos a continuación la estructura metalográfica y las propiedades mecánicas de cada una de las aleaciones representadas en la figura 3.12.

La aleación N° 1 corresponde al metal puro A. Presenta una estructura metalográfica de granos más o menos equiaxiales (poligonales) (figuras 3.13 y 14.1). Las propiedades mecánicas que le corresponden son las de los metales puros: gran plasticidad y conductividad eléctrica y poca dureza y resistencia mecánica. No ofrece fragilidad puesto que se forma de un solo tipo de granos (una sola fase) y no tiene, en consecuencia, interfases que puedan dar valores bajos de cohesión. Como todo metal puro se genera por el mecanismo de nucleación y crecimiento y, por lo tanto, el tamaño de grano está regido por "el número de gérmenes existentes en el baño líquido antes de la solidificación y por la velocidad de enfriamiento del mismo.

Las aleaciones Nos. 2 y 3 (figura 3.12) se denominan hipoeutécticas. La estructura metalográfica presenta cristales primarios de metal puro A rodeados por un eutéctico formado por los componentes A y B (figura 3.14).

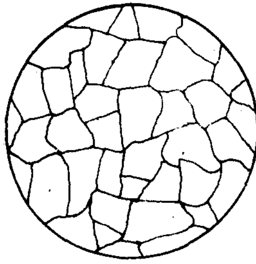


Figura 3-13

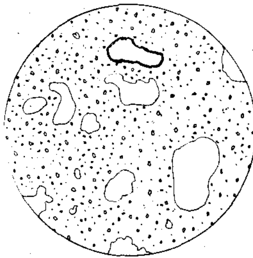


Figura 3-14

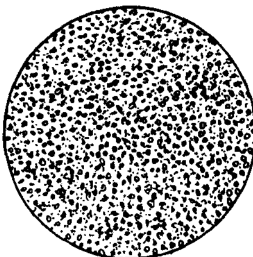


Figura 3-15

En la aleación N° 2 tenemos mayor cantidad y tamaño de cristales A que en la 3. En estas aleaciones va desapareciendo la plasticidad a medida que aumenta el porcentaje de eutéctico en su estructu--a, aumentando al mismo tiempo la resistencia mecánica. Como se trata de una aleación bifásica, debemos tener en cuenta la mayor o menor cohesión existente en la interfase. En caso de contar con valores bajos de cohesión, podemos encontrarnos con la propiedad de fragilidad en materiales de grano grande.

La aleación N° 4 muestra en el microscopio una estructura fina y homogénea de granos pequeñísimos A y B, denominada eutéctico (figuras 3.15 y 1 1.34). Las propiedades mecánicas correspondientes son: ausencia de plasticidad (facilidad de deformación plástica, laminación, forja, etc), buena resistencia mecánica, mayor dureza que las aleaciones hipoeutécticas y gran resistencia al choque y a la fatiga (esfuerzos alternados).

Las aleaciones Nos 5 y 6 son llamadas hipereutécticas. Su estructura y propiedades se asemejan a las aleaciones 2 y 3 (figura 3.12).

La aleación N° 7 corresponde al metal puro B y su estructura y propiedades pueden compararse con la N°1.

ALEACIONES BINARIAS COMPLETAMENTE SOLUBLES EN **ESTADO** LIQUIDO Y SOLIDO

Se trata del caso mencionado en las figuras 3.5, 3.6, 3.7 y 3.8. En estas aleaciones los átomos del segundo elemento denominado soluto, se encuentran alojados en los intersticios de la red cristalográfica (solución sólida intersticial) o reemplazando átomos del solvente (solución sólida sustitucional). En ambos casos los diagramas de equilibrio son similares y la aleación consta de una sola fase. El análisis térmico arroja curvas de enfriamiento con un intervalo de solidificación, como lo indica la figura 3.7.

Durante la solidificación podemos determinar para cada temperatura las cantidades de líquido y sólido presentes, como también la composición química de cada uno de ellos. Así, por ejemplo, para la aleación X de composición P dada por la abscisa (figura 3.16) a la temperatura T_1 tendremos una cantidad de sólido y líquido inversamente proporcional

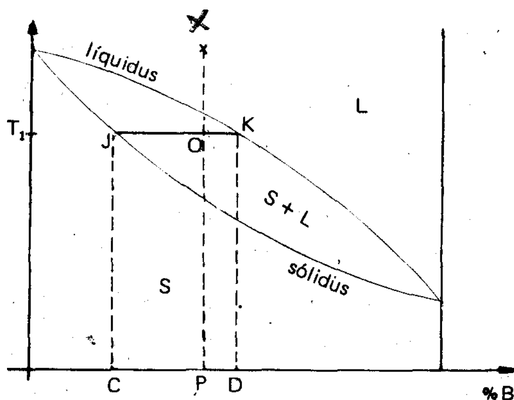


Figura 3-16

a los segmentos determinados sobre la horizontal de la temperatura de trabajo, por las intersecciones del líquidus, del sólidus y de la vertical correspondiente a la composición de la aleación dada.

En la figura 3.16 los segmentos citados son JO y OK, respectivamente. Así:

$$\frac{\text{Cant. sólido}}{\text{Cant. líquido}} = \frac{OK}{JO}$$

$$\frac{\text{Cant. sólido}}{\text{Cant. sól.} + \text{Cant. líq.}} = \frac{OK}{OK + JO}$$

$$\%\ \text{sólido} = \frac{OK}{JK} \times 100$$

$$\%\ \text{líquido} = \frac{JO}{JK} \times 100$$

Tomaremos como ejemplo la aleación Cobre-Níquel (figura 3.17). Todas las aleaciones de esta serie dan sólidos homogéneos cuando se encuentran en estado de equilibrio estable. Esto se consigue con un enfriamiento lento a partir del estado líquido o con un tratamiento posterior al de solidificación.

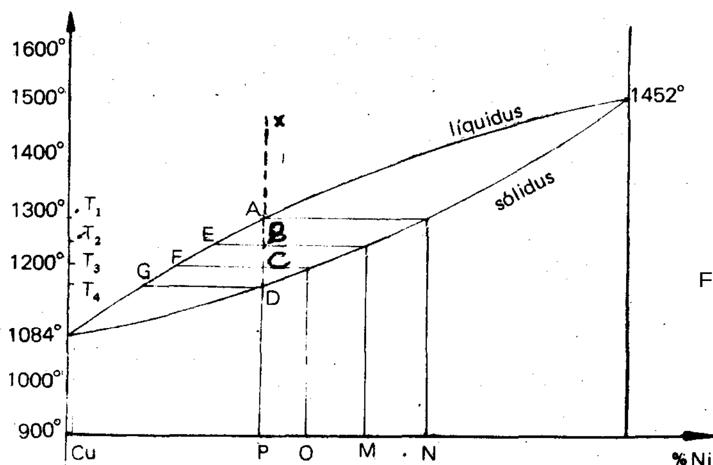


Figura 3-17

Con enfriamiento infinitamente lento a partir de un líquido de composición P (por ejemplo: punto x de la figura 3.17), tendremos una separación de granos sólidos de composición N como primer precipitado. Al seguir bajando la temperatura (punto/B) precipitará sobre los núcleos de composición N, un material de composición M. Pero a esta temperatura (T_2 , figura 3.17)

la composición promedio del sólido precipitado debe ser M. Por lo tanto debe haber una velocidad de difusión lo suficientemente grande como para permitir a algunos átomos de cobre penetrar en el precipitado primeramente formado (N) y aumentar su concentración en Cu hasta el valor M. A la temperatura T_3 (punto C de la figura 3.17) precipitan cristales de solución sólida de concentración O en forma aislada y envolviendo a las anteriores. De nuevo ahora se necesita contar con una difusión eficiente para lograr que a esta temperatura los cristales anteriormente precipitados absorban átomos de Cu hasta tener una composición promedio correspondiente al punto O. Finalmente a la temperatura T_4 termina la solidificación (punto D) y siempre que la difusión lo haya permitido, todo el sólido tendrá la composición P, coincidente con el valor del líquido original. Durante la solidificación la composición química del líquido toma los valores de las proyecciones sobre la abscisa de los puntos A, E, F y G.

A cada temperatura durante la solidificación se cumple la regla de las proporciones entre las cantidades de líquido y sólido presentes, de acuerdo a lo explicado (figura 3.16).

En la práctica no se cumplen todas las condiciones citadas, puesto que la difusión suele ser más o menos deficiente. Como consecuencia, a cada temperatura precipitarán los cristales correspondientes a la composición teórica, pero los previamente formados no modificarán su concentración lo suficiente para dar los valores teóricos requeridos. De este modo, por ej.: a la temperatura T_2 (figura 3.18) el promedio de compo-

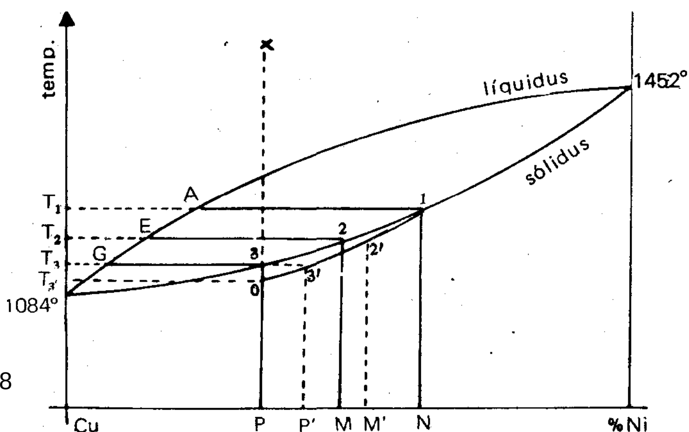


Figura 3-18

sición del sólido existente sera M' en lugar de M, a la temperatura T_3 será P', etc. La línea del sólidus 1 - 2 - 3 se convertirá en la 1 - 2' -3' - O. Por lo tanto la solidificación no terminará en el punto 3 sino en el O, a una temperatura más baja. Los granos formados tendrán un gradiente de composiciones. En su centro serán más ricos en la componente de mayor punto de solidificación (Ni en nuestro caso) y en la periferia en la otra. Para conseguir una estructura homogénea, no basta pues en la mayoría de los casos con un enfriamiento lento a partir del líquido. Se necesita efectuar un tratamiento de calentamiento y mantenimiento a temperaturas cercanas a la línea del sólidus, seguido de un enfriamiento lento. A este tratamiento se lo denomina recocido de homogeneización. Se requiere partir de una estructura de grano chico para acortar los recorridos de los átomos en la difusión. Por ello se prefiere efectuar un enfriamiento rápido a partir del líquido que produce granos heterogéneos pero chicos y, luego, un recocido de homogeneización.

La estructura y las propiedades mecánicas de las aleaciones solubles en todas las proporciones en estado sólido son granos poligonales más o menos equiaxiales (figuras 3.19 y 11.1), semejantes a los

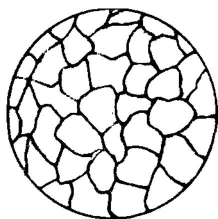


Figura 3-19

metales puros. Gran plasticidad (ductilidad , forjabilidad, etc.) en las composiciones correspondientes a ambos extremos del diagrama. Luego la plasticidad va disminuyendo y aumenta la resistencia mecánica hasta una composición aproximada de 50% de ambos componentes. No presenta fragilidad puesto que hay una sola fase (no existen interfases). Como la solución sólida se genera por el mecanismo de nucleación y crecimiento, el tamaño del grano dependerá del número de gérmenes existentes durante la solidificación y lie la velocidad de enfriamiento del material. A su vez, como se ha mencionado con anterioridad, el tamaño de grano influye sobre la resistencia mecánica del material: a temperatura ambiente, a menor tamaño de grano corresponde mayor resistencia mecánica; a temperaturas muy elevadas se invierten los valores.

Existen digramas de solución sólida total con una temperatura máxima o mínima de solidificación correspondiente a una aleación intermedia de la serie (figura 3.20). A ambos lados de esta temperatura límite, tenemos solución sólida total, pero el material de la izquierda solidifica según un sistema cristalográfico; el de la derecha según otro.

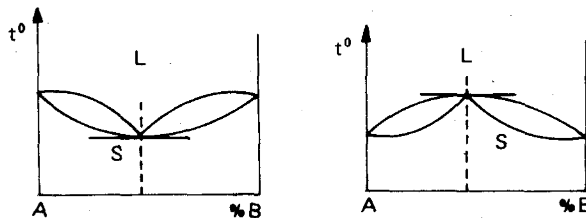


Figura 3-20

ALEACIONES BINARIAS DE COMPONENTES PARCIALMENTE SOLUBLES EN ESTADO SOLIDO (COMPLETAMENTE MISCIBLES EN ESTADO LIQUIDO)

En este caso estamos en presencia de dos metales, cada uno de los cuales disuelve una cantidad limitada del otro. El diagrama correspondiente presenta dos zonas de solución sólida en sus extremos α y β y un eutéctico en su región intermedia (E en la figura 3.21). T_A y T_B son las temperaturas de solidificación de los metales puros A y B.

El punto G indica la máxima cantidad de metal B que puede disolverse en A. Este valor máximo de solubilidad es N % y se obtiene a la temperatura T_2. A temperaturas menores la solubilidad de B en A va disminuyendo según indica la curva GM, y a la temperatura ambiente el metal A puede contener tan sólo M% de B disuelto.

Otro tanto ocurre en el extremo B del diagrama: el punto H indica la mayor cantidad de metal A soluble en B. Esta solubilidad (R) disminuye con la temperatura de acuerdo a la curva de solubilidad de A en B en estado sólido (curva HP).

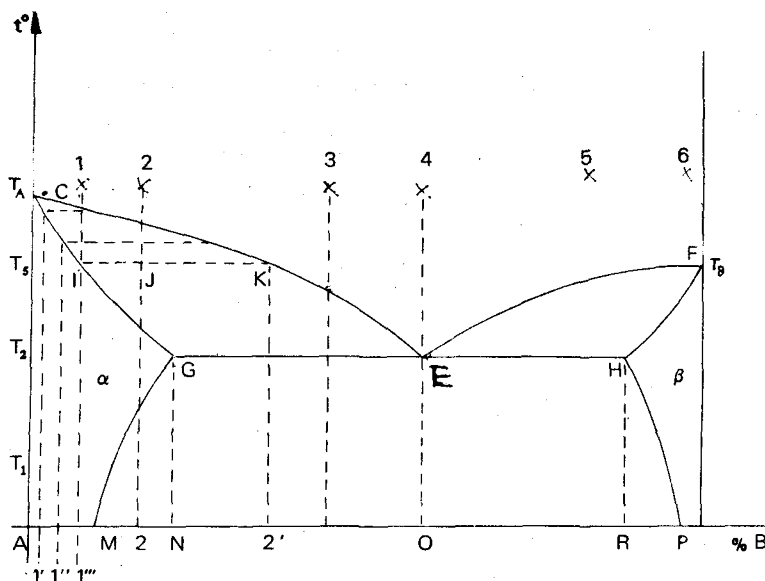


Figura 3-21

El punto E indica la existencia de un eutéctico, T_2 la temperatura de su formación y O la composición química que le corresponde. En este caso el eutéctico no es ya una yuxtaposición de cristales de dos metales puros A y B , puesto que éstos a la temperatura de formación del eutéctico llevan disuelto N y (100—R)%del otro componente, respectivamente. El eutéctico E está formado, pues, por la yuxtaposición de cristales de solución sólida α de composición N y de solución sólida β de composición R.

La línea CEF corresponde al líquidus, CGEHF al sólidus, GM a la solubilidad de B en A en, estado sólido y HP a la solubilidad de A en B en estado sólido. Estas últimas pueden adoptar formas diferentes (figura 3.23) y de acuerdo a ellas podrán aplicarse determinados tratamientos al material.

Desarrollaremos los procesos de solidificación de los diferentes tipos de aleación correspondientes a las distintas zonas de este diagrama.

a) Solución sólida pura.

Aparece a ambos extremos del diagrama. Así por ejemplo, la aleación 1 (figura 3.21) al enfriarse desde el estado líquido, corta la línea de líquidus precipitando en primer término cristales de solución sólida α de composición 1', seguidos de otros de composición 1", como en el caso de las aleaciones totalmente solubles en estado sólido. Con enfriamientos muy lentos o tratamientos térmicos de homogeneización posteriores, tendremos un material de composición homogénea relativamente dúctil y blando, de valores bajos de resistencia mecánica y sin indicios de fragilidad. Su estructura metalográfica es de granos poligonales más o menos equiaxiales (figura 3.22). Si el enfriamiento, a partir del líquido, ha sido brusco y no se efectuó tratamiento térmico posterior alguno, pueden revelarse heterogeneidades de composición: en el centro de los granos mayor cantidad del componente A y en la periferia del componente B.

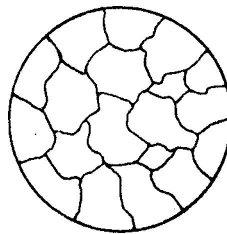


Figura 3-22

La aleación 2 sigue el mismo mecanismo de solidificación descripto para la aleación 1, o sea: produce solución sólida α (figura 3.21). Pero una vez sólida, al seguir bajando la temperatura y cruzar la línea GM que limita la zona de solubilidad sólida, comienza a segregarse el componente B en los bordes de grano y sobre los planos cristalográficos de la estructura anterior. De este modo, un material que solidifica en una estructura homogénea se escinde durante su enfriamiento ulterior. Se puede obtener la estructura homogénea con un enfriamiento rápido desde la temperatura de solubilidad sólida máxima. La línea GM puede adoptar otras formas, como se señala en la figura 3.23. Las líneas GM' y GM" no provocan la precipitación ulterior del constituyente B anteriormente mencionado. Cuando la línea de

solubilidad adopta la forma GM (figura 3.23) se hace posible efectuar un tratamiento térmico muy interesante, llamado endurecimiento por precipitación o envejecimiento artificial. En el capítulo 6 se estudiará en detalle este tratamiento.

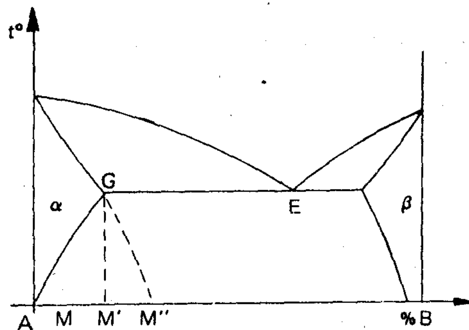


Figura 3-23

b) Solución sólida rodeada de eutéctico.

Es el caso de la aleación N° 3 de la figura 3.21: al enfriarse a partir del estado líquido se llega a la línea de líquidus y precipita solución sólida a, como en el caso anterior. Pero en este caso se llega a la temperatura eutéctica cuando aún existe líquido rodeando a los cristales de solución sólida formados. Este líquido remanente, cuya composición ha ido siguiendo los valores dados de la línea CE, posee a la temperatura eutéctica la composición correspondiente al punto E. Por debajo de esta temperatura no puede existir líquido alguno. Solidifican, por lo tanto, en forma isotérmica cristales alternados de las dos soluciones sólidas: α (de composición N) y β (de composición R). El sólido así formado en un enfriamiento ulterior varía su composición por difusión. En efecto, tanto los cristales primarios α como los pequeños cristales constitutivos *α* del eutéctico poseen, a la temperatura de su formación, N%de componente B. Pero la solubilidad de B en A va disminuyendo con el descenso de temperatura en el estado sólido, según la línea GM, segregándose por lo tanto N-M %de componente B de la solución sólida ya formada. Este constituyente así segregado va al borde de los granos, donde tiene la posibilidad de nuclearse. No será metal B puro sino solución sólida β de concentración P, pues a temperatura ambiente B disuelve una pequeña cantidad de metal A. A su vez los pequeños cristales β constitutivos del eutéctico tendrán, en el momento de su formación, la concentración R que, por segregación

ulterior, quedará en un valor igual a P a temperatura ambiente (figura 3.21). Estamos, en definitiva, en el caso de una aleación bifásica como en las aleaciones Nos. 2 y 3 de la figura 3.12, cuya estructura metalográfica (granos poligonales de solución sólida rodeados de eutéctico) se asemeja a la figura 3.14. Cuanto mayor sea la cantidad y tamaño de los granos de solución sólida, más blanda será la aleación y cuanto mayor la proporción del eutéctico mayor será su resistencia mecánica, su tenacidad y su resistencia a la fatiga. Como en el caso citado, debemos tener en cuenta el tamaño de grano en caso de tener interfases con valores bajos de cohesión. En cuanto a la colabilidad (fluidez) aumenta con la cantidad de eutéctico presente.

En las aleaciones de solución sólida sin eutéctico y en especial en los tenores altos de soluto (ej.: aleación 2 de la figura 3.21), la colabilidad es mala, aparecen fisuras de solidificación y porosidades en zonas extensas. En las aleaciones que contienen eutéctico, en cambio, hay mayor fluidez, ausencia de fisuras de colada y porosidades. Hay una cavidad central (rechupe) en la zona superior de los lingotes, que puede eliminarse por corte.

c) Eutéctico.

Se trata de la aleación Nº 4 de la figura 3.21. Aquí tenemos un proceso de solidificación muy simple. La aleación líquida permanece inalterada hasta llegar al punto E, confluencia de las líneas del líquidus y el sólidus. A esta temperatura precipita un eutéctico constituido por solución sólida α *y* β de composición N y R respectivamente. Durante el enfriamiento ulterior cada uno de los cristales segrega algo del otro componente en los bordes de los granos hasta quedar con las concentraciones M y P respectivamente (figura 3.21). Este material es el de grano más fino de la serie y, por lo tanto, será más duro, tenaz y resistente que cualquier otra aleación correspondiente a este diagrama. Tiene, además, excelente colabilidad sin presentar fisuras de solidificación. Su estructura metalográfica se asemeja a la figura 3.15.

La aleación Nº 5 de la figura 3.21 se asemeja a la Nº 3 y la aleación Nº6 a la Nº l.

El diagrama que hemos estudiado se puede obtener, como los tratados anteriormente, por medio de análisis térmico, o sea la construcción de una serie de curvas de enfriamiento de aleaciones de distinta composición y la unión de los puntos de comienzo y fin de la solidificación. La figura 3.24 ilustra el procedimiento.

Al igual que en los casos precedentes, podemos acá seguir el proceso de solidificación y saber a cada temperatura la cantidad y concentración de sólido precipitado y del líquido remanente. Así, la aleación Nº 2 de la figura 3.21, a la temperatura T_5 tendrá:

$$\frac{JK}{IK} \times 100 = \%\text{ de sólido de composición } 1'''$$

y

$$\frac{IJ}{IK} \times 100 = \%\text{ de líquido de composición } 2'$$

Este cálculo es importante para la programación de procesos complejos para obtener aleaciones con propiedades especiales (precipitación interrumpida, subenfriamiento, inoculaciones, etc.).

El proceso descripto se refiere a estructuras en equilibrio estable, obtenidas con velocidades de reacción infinitamente pequeñas. Con enfriamiento más rápido obtendremos estructuras metaestables diferentes a las mencionadas. Así, por ejemplo, la aleación Nº2 de la figura 3.21 en equilibrio estables a temperatura T_2 está formada exclusivamente por granos equiaxiales de solución sólida homogénea (figura 3.25). En cambio, si la solidificación ocurrió con enfriamientos más bruscos y no hubo tratamiento posterior de homogeneización, se repetirá el fenómeno

Figura 3-24

representado en la figura 3.18, de difusión deficiente, con lo cual los granos de solución sólida formados tendrán en su centro una zona de composición más baja en el componente B y a la temperatura de solidificación total quedará aún una cierta cantidad de líquido de composición E que solidificará entre los granos de solución sólida en forma de eutéctico (figura 3.26).

Por lo tanto, por un enfriamiento rápido una aleación, que por su composición debería tener una estructura (figura 3.25) y propiedades correspondientes a una solución sólida homogénea, puede presentar, en cambio, una estructura heterogénea (figura 3.26) correspondiente a las aleaciones de otra composición. Las propiedades mecánicas serán acordes con la estructura metalográfica.

En la práctica no es posible enfriar las aleaciones con las velocidades teóricamente indicadas y es, por lo tanto, frecuente obtener "heterogeneidades de colada". Así, en caso de tener que utilizar una pieza en estado bruto de colada (sin tratamiento posterior), se prefiere la aleación M de la figura 3.27 a la M' de la figura 3.28, puesto que al presentar su diagrama un intervalo de solidificación más estrecho la heterogeneidad máxima será la representada por el segmento AB en lugar del A'B'.

Mencionaremos como ejemplo de este tipo de diagrama el de la aleación Pb-Sn. Presenta dos regiones de solución sólida y un eutéctico (figura 3.29). Los puntos B y D marcan la máxima solubilidad de un componente en otro. Las aleaciones con porcentajes de Sn entre 19,5 y 62% están formadas por granos de solución sólida Sn en Pb y el eutéctico. Los comprendidos entre 62 y 97,4 % Sn por granos de solución sólida de Pb en Sn rodeados del eutéctico. La aleación con 62% Sn es eutéctico puro. El eutéctico se forma acá por la yuxtaposición de cristales de solución sólida β de composición 97,4 % Sn y solución sólida a de composición 19,5% Sn. Las aleaciones P, Q y R se utilizan mucho como material de aporte para soldadura a baja temperatura.

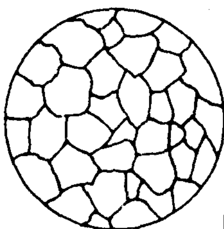


Figura 3-25

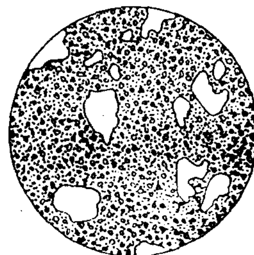


Figura 3 26

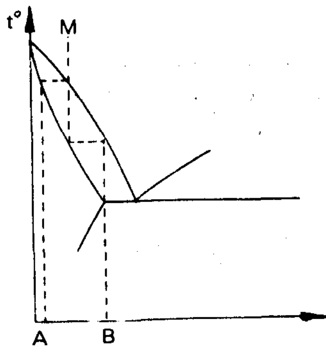


Figura 3-27

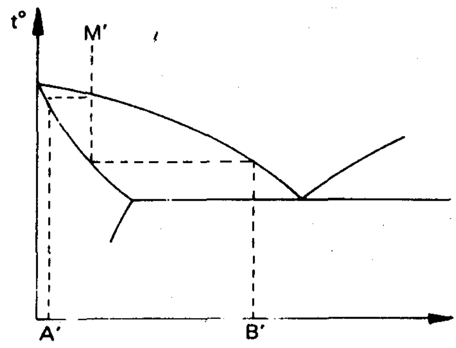


Figura 3-28

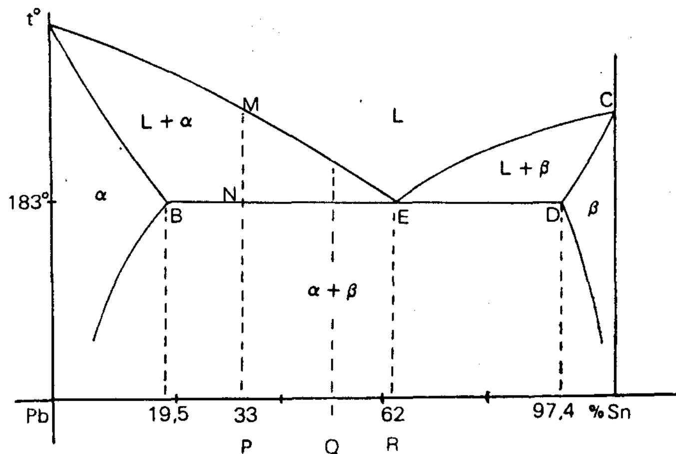


Figura 3-29

ALEACIONES BINARIAS QUE CONTIENEN COMPUESTOS INTERMETALICOS

Los metales que componen una aleación pueden formar un compuesto químico definido denominado intermetálico. Así, por ejemplo, la aleación A-B puede formar un compuesto de fórmula A_mB_n. A los efectos del diagrama de equilibrio el compuesto intermetálico se comporta como un componente puro y, como tal, solidifica a temperatura constante. Esta temperatura es la más alta de la serie.

El compuesto intermetálico subdivide el sistema en dos partes: por ejemplo la aleación AB se representará por dos diagramas yuxtapuestos: A - A_mB_n y A_mB_n - B (ver figura 3.30). A ambos lados del compuesto intermetálico puede presentarse cualquier clase de aleación de acuerdo a los tipos citados anteriormente. La aleación A - A_mB_n de la figura 3.30 presenta una solución sólida parcial *α,* un eutéctico y un compuesto intermetálico.

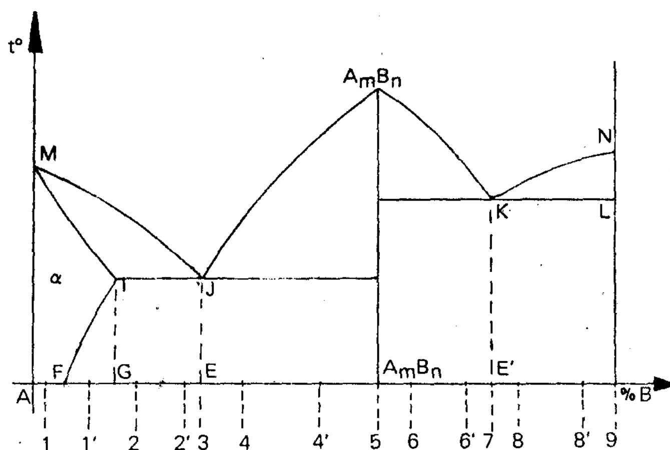


Figura 3-30

Las aleaciones de concentración comprendida entre los valores G y E presentarán en su estado de equilibrio estable granos de solución sólida *α* (de composición F) rodeados de un eutéctico. Este eutéctico se forma con cristales mixtos *α* y A_mB_n. En el momento de su formación los cristales *α* tienen la composición G, pero en el enfriamiento ulterior en estado sólido la solubilidad de B en A disminuye de acuerdo a la línea IF, segregando soluto hasta quedar a la temperatura ambiente, con una concentración igual a F. Las aleaciones de concentración en B menor que F estarán formadas solamente de solución sólida. En cambio la que corresponde a la composición E se formará de constituyente eutéctico solamente ($\alpha + A_mB_n$). Para composiciones con contenidos en el componente B mayores que E (entré E y A_mB_n) obtendremos, durante la solidificación, cristales primarios de compuesto intermetálico rodeados del eutéctico E.

En la otra porción del diagrama tendremos también tres tipos de aleación: entre las concentraciones A_mB_n y E': compuesto intermetálico primario rodeado de eutéctico E' (el eutéctico E' se compone de cristales de compuesto intermetálico y metal puro B); en la concentración E'. eutéctico puro; finalmente, entre las concentraciones E' y B cristales de componente B rodeados del eutéctico E'.

La propiedad fundamental del compuesto intermetálico es su gran dureza y **resistencia a la abrasión.** La dureza se comunica al material en los casos en que los cristales de compuesto intermetálico son de gran tamaño. Esto ocurre cuando se tiene un compuesto intermetálico primario, o sea precipitando a partir del líquido (cuando es el primer constituyente que solidifica). En el diagrama de la figura 3.30 las aleaciones de compuesto intermetálico primario son las de concentración comprendidas entre los puntos E y E'. En las aleaciones de concentración comprendida entre A y F no se presenta compuesto intermetálico alguno. Entre los puntos G y E el compuesto intermetálico entra a formar parte de un eutéctico en forma de cristales muy pequeños, en los cuales la dureza del material no es función de la dureza de los componentes sino del tamaño de los cristales.

Lo mismo podemos decir de otra propiedad: **la fragilidad.** El compuesto intermetálico posee una gran resistencia mecánica en cristales aislados. Pero dentro de una matriz de otro tipo de constituyente se manifiesta una falta de cohesión en las interfases. Esto produce fragilidad en caso de interfases extensas. Las(interfases extensas se producen en los casos en que el compuesto intermetálico es el primer constituyente que precipita a partir del líquido, o sea cuando tenemos compuesto intemetálico primario (figuras 3.31 y 11.35) son frágiles, mientras que aquéllos que contienen el compuesto intermetálico en cristales muy pequeños formando parte de un eutéctico no lo son.

Existen casos de formación de un compuesto intermetálico en estado sólido por una segregación en borde de grano de una estructura anterior ya sólida. Esto puede presentarse, por ejemplo, por disminución de solubilidad en estado: sólido, como ocurre en la aleación l' de la figura 3.30, que durante el enfriamiento segrega el exceso del componente B a lo. largo de la línea FI. En estos casos el compuesto intermetálico forma redes extensas a lo largo de los bordes de grano (figuras 3.32 y 11.24) comunicando una gran fragilidad al material, que romperá a lo largo de estas interfases extensas de poca cohesión.

Resumiendo, podemos decir que los compuestos intermetálicos primarios (figuras 3.31 y 1 1.35) y los constitutivos de redes intergranulares (figuras 3.32 y 1 1.24) comunican gran dureza y fragilidad al material, imposibilitando toda deformación plástica y maquinado.

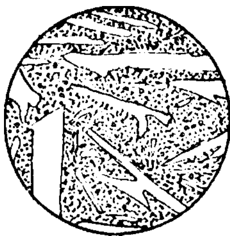


Figura 3-31

Fundición blanca hipereutéctica: compuesto intermetálico primario en grandes placas y agujas de cementita (CFe_3) rodeado de eutéctico: la ledeburita.



Figura 3-32

Acero hipereutectoide (1,2% C): compuesto intermetálico en forma de red de cementita (CFe_3) rodeando a los granos de eutectoide: perlita.

Otra propiedad importante a tenerse en cuenta es la **conductividad** eléctrica. La presencia del compuesto intermetálico baja la conductividad eléctrica de los materiales. Esto es lógico puesto que los átomos que contiene el compuesto intermetálico no se ligan por el "enlace metálico","/ único responsable de la conductividad eléctrica en estado sólido.

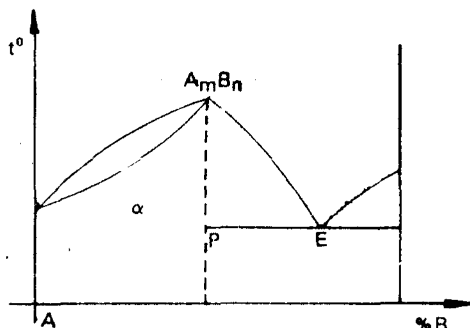


Figura 3-33

Los compuestos intermetálicos pueden formar parte de aleaciones complejas con cualquier otro tipo de constituyente. En las figuras 3.33 y 3.34 ilustramos algunos ejemplos: en la 3.33 las aleaciones A-A_mB_n están formadas por una solución sólida homogénea a de composiciones comprendidas entre los valores A y P. En la 3.34, además de las soluciones sólidas α y β descriptas en otros ejemplos tenemos dos soluciones más: la γ_1 y la γ_2. La fase γ_1 es una solución sólida de componente A en el compuesto intermetálico A_mB_n y la fase γ_2 una solución sólida de componente B en el compuesto intermetálico A_mB_n.

Para mencionar un ejemplo concreto de aleación con compuesto intermetálico, nos referiremos a la aleación magnesio-plomo, representa-

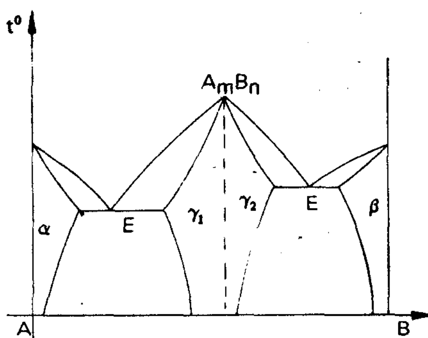


Figura 3-34

da en la figura 3.35. Presenta una solución sólida (a), dos eutécticos (E y. E') y un compuesto intermetálico (Mg_2Pb), a es una solución sólida de Pb en Mg. E es un eutéctico formado por α y Mg_2Pb.

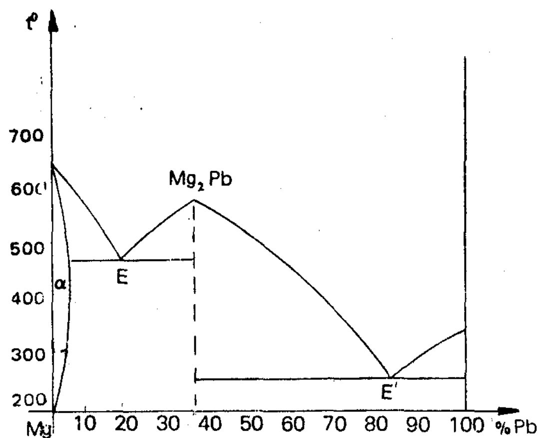


Figura 3-35

ESTRUCTURA Y PROPIEDADES MECANICAS

Para estudiar las propiedades que presentan los diferentes tipos de aleaciones vistas hasta ahora, analizaremos el diagrama de la figura 3.30 que reproducimos aquí para mayor comodidad.

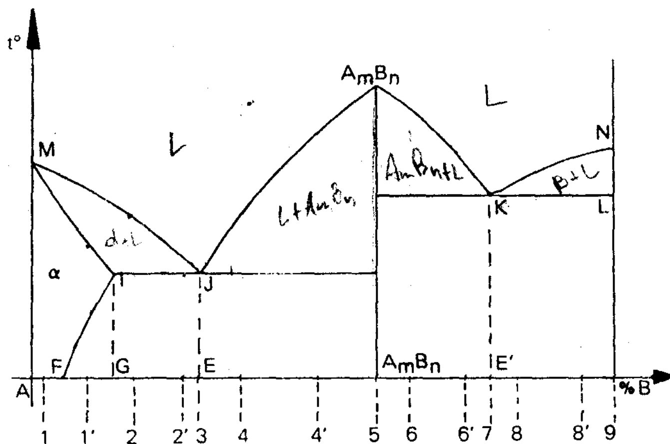


Figura 3-30 bis

La aleación N° 1 es una solución solida homogénea de baja concentración con buenas condiciones para la deformación plástica, blanda, de poca resistencia mecánica, pero alta tenacidad (resistencia al choque) puesto que no hay interfases. La estructura metalográfica (figura 3.36) muestra granos equiaxiales en su estado de equilibrio estable. Como es un constituyente de nucleación y crecimiento puede recristalizarse por deformación plástica y recocido.

La aleación N° 1' es también una solución sólida pero con la presencia de una segunda fase en los bordes de grano, segregada durante el enfriamiento en estado sólido a lo largo de la línea IF. Sus propiedades se asemejan en algo a las de la aleación N° 1, con la diferencia de que bajan los valores de tenacidad (ensayo de resiliencia o resistencia al choque) por las interfases introducidas en la estructura (ver figura 3.37).

La aleación Nº 2 es una mezcla de cristales de solución sólida y eutéctico. Respecto a las aleaciones anteriores hay un aumento de dureza y resistencia mecánica, perdiendo las condiciones de plasticidad. Los valores de resiliencia (tenacidad) bajan también, puesto que nos encontramos en una estructura bifásica propiamente dicha. Para mejorar esta propiedad debe lograrse una estructura de tamaño de grano pequeño (interfases menos extensas) (figura 3.38).

La aleación N° 2' es semejante a la N° 2, pero al estar más cerca del punto E posee mayor proporción de eutéctico, o sea que los granos de solución sólida son más pequeños y se encuentran en menor cantidad. Se eleva algo la resistencia y disminuye la plasticidad en relación a la aleación N° 2. Mejora la tenacidad por disminuir las superficies de interfase, no siendo de importancia capital el control del tamaño del grano. La colabilidad mejora por poseer menos temperatura de solidificación y menor intervalo entre líquidus y sólidus. La estructura metalográfica se muestra en la figura 3.39.

La aleación N° 3 corresponde al eutéctico α - A_mB_n puro. Es la estructura más fina y homogénea de la serie. Gomo posee mayor cantidad de borde de grano que cristal propiamente dicho, presentará las características del borde de grano: elevada resistencia y baja plasticidad; baja conductividad y fractura sin clivaje. Por la finura del grano y la ausencia de interfases extensas ofrece alta tenacidad y resistencia a la fatiga. Bajo punto de fusión y buena colabilidad. La estructura de coluda es homogénea puesto que no hay intervalo de solidificación alguno (figura 3.40).

La aleación N° 4 se compone de pequeños trozos de compuesto intermetálico A_mB_n en el seno de eutéctico a - A_mB_n. Por encontrarse cerca de la composición eutéctica, los trozos de compuesto intermetálico son pocos y de tamaño reducido por lo cual se hacen sentir muy poco sus efectos no-

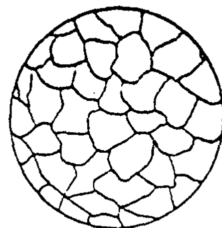


Figura 3-36

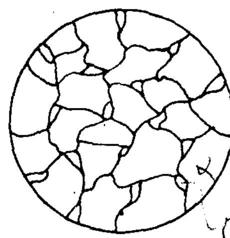


Figura 3-37

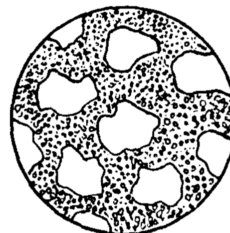


Figura 3-38

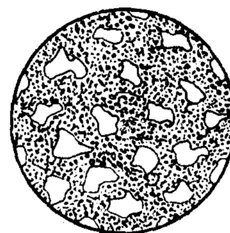


Figura 3-39

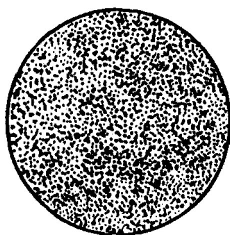


Figura 3-40



Figura 3-41

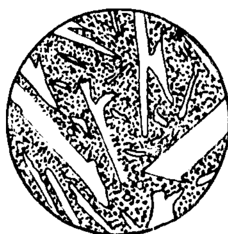


Figura 3-42

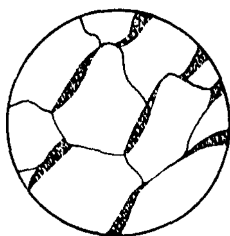


Figura 3-43

civos de dureza y fragilidad. Los pequeños trozos de compuesto intermetálico de gran dureza y resistencia a la abrasión hacen al material apto para fabricar: a) herramientas (el compuesto intermetálico permite penetrar en otros materiales y la matriz de eutéctico de alta tenacidad absorbe las vibraciones de la herramienta); b) materiales antifricción (los trozos de compuesto intermetálico resisten la abrasión y la matriz en bajo relieve retiene el lubricante y absorbe las vibraciones) (figura 3.41).

La aleación Nº 4', a pesar de poseer los mismos constituyentes que la 4, presenta propiedades diferentes. En efecto, nos encontramos en una zona del diagrama (figura 3.30) muy cercana a la concentración A_mB_n por lo cual el compuesto intermetálico primario que precipita lo hace en forma de placas grandes que presenta interfases extensas con la matriz (figura 3.42). El material será, pues, frágil y muy duro. Imposible de maquinar y de deformar plásticamente. Tiene poca aplicación práctica.

La aleación N° 5 está formada teóricamente por compuesto intermetálico puro. Su estructura metalográfica tendría que ser de granos equiaxiales, debería tener gran dureza y resistencia a la abrasión, pero sin fragilidad alguna, puesto que habría una fase única. Su dureza no le permitiría maquinar, pero en estado de colada podría resistir abrasión y choque. En la práctica, lamentablemente, esto no ocurre puesto que no es posible obtener el compuesto intermetálico puro. Existe

siempre en los bordes de grano una pequeña cantidad de eutéctico E o E' (figura 3.30) que fragiliza el material. Esta segunda fase formada en los bordes de grano se hace visible con grandes aumentos en el microscopio. Con bajos aumentos no llega a resolverse y aparece en forma de un borde de grano excesivamente grueso (figura 3.43).

Las aleaciones Nos. 6 y 6' repiten las condiciones citadas para la 4' y 4, respectivamente; se forman con granos de compuesto intermetálico primario en una matriz de eutéctico que, en este caso, es E' (A_mB_n - B). Las propiedades de la aleación 6' difieren poco de las del eutéctico puro mientras que en la 6 aparecen una gran dureza y fragilidad.

La aleación N° 7 es un eutéctico E'. Aunque no se lo obtenga puro y aparezca algo de cristales primarios de A_mB_n o de B estos serán tan pequeños que se confundirán con los constitutivos del eutéctico mismo. Gran tenacidad, resistencia mecánica y resistencia a la fatiga. Buena colabilidad y fusibilidad. Poca plasticidad y baja conductividad eléctrica son propiedades de los metales puros y soluciones sólidas de baja concentración pues requieren zonas extensas de cristal metálico regular y simétrico; el eutéctico, en cambio, posee las propiedades de borde de grano características de las estructuras de grano fino. La estructura metalográfica se asemeja a la del eutéctico E de la figura 3.40 correspondiente a la aleación N°3 (figura 3.30).

La aleación N° 8 contiene en su estructura cristales primarios de componente B puro en el seno del eutéctico E'. En el diagrama de la figura 3.30 vemos la aleación Nº8 ubicada muy cerca del eutéctico. Por lo tanto los cristales de B puro serán muy pequeños y el material poseerá propiedades muy parecidas a las del eutéctico con los valores de dureza y resistencia algo disminuidos. La estructura metalográfica se asemeja a la de la figura 3.39.

La aleación N° 8', pese a tener los mismos constituyentes que la anterior (8), presentará los cristales de B de tamaño grande, lo cual disminuye mucho la dureza sin aumentar en la misma proporción la plasticidad, pues la presencia de la interfase dificulta la deformación plástica. La resistencia mecánica disminuye por la existencia de las zonas del material ocupadas por los granos del constituyente B. En caso de que la interfase B-E' tenga poca cohesión, disminuirá aún más la resistencia mecánica y se introducirá la propiedad de fragilidad. En estos casos la obtención de estructuras con tamaño de grano relativamente pequeño contribuye a mejorar la resistencia mecánica. La estructura metalográ¬fica se asemeja a la de la figura 3.38.

La aleación Nº 9 corresponde al metal puro B. Es la aleación más blanda, plástica y mejor conductora de la electricidad. Su resistencia mecánica y dureza son bajas. En efecto, es una estructura metálica propiamente dicha con retículo cristalográfico regular (sin átomos extraños de soluto), que permite efectuar las deformaciones plásticas con gran facilidad. Como hay poca cantidad de borde de grano en relación al grano, las propiedades del borde de grano —o sea del material de grano fino (resistencia)- están disminuidos. Por tener una fase única no presenta fragilidad; su estructura metalográfica se asemeja a la de la figura 3.36. En este material puede obtenerse una estructura de tamaño de grano algo menor que la que corresponde al equilibrio estable, mediante transformaciones rápidas. En este caso tendremos una resistencia algo mayor, diminuyendo en consecuencia la plasticidad.

Un cuadro ilustrativo de la propiedades correspondientes a los distintos tipos de aleaciones se da en la figura 3.44.

Es un cuadro muy esquemático, para ilustrar tan solo las propiedades distintivas de los diferentes tipos de aleación.

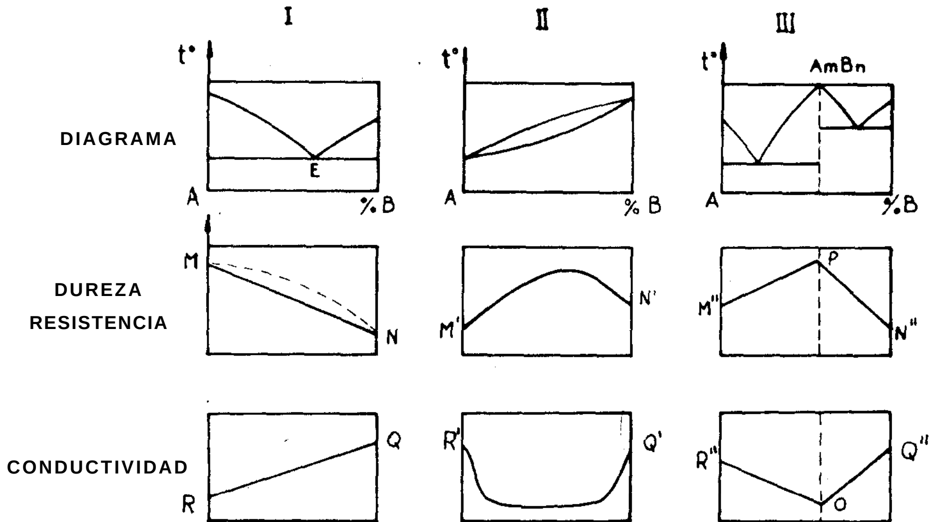


Figura 3-44

En las aleaciones de la columna I (diagrama eutéctico) las propiedades de cada aleación son una función de las propiedades de cada uno de los componentes. Siendo M el valor de la dureza del metal A, y N el del metal B, toda aleación intermedia tendrá valores de dureza determinados por la recta que une los valores M y.N.Lo mismo ocurre con la conductividad eléctrica (R-Q). Esto es lógico puesto que estamos en el caso de metales insoluoles en estado sólido, por lo cual cada uno forma cristales aislados, ya sea grandes o pequeños (constitutivos del eutéctico). Cada uno de estos cristales contribuye, según su número y tamaño, a determinar las propiedades de la aleación.

La columna II se refiere a las aleaciones donde los átomos de los componentes se interpenetran en su retículo cristalográfico. Son las soluciones sólidas. El retículo cristalográfico de cualquier aleación de este tipo será más complejo e irregular que el de los componentes puros. Por los tanto, aumentando el porcentaje de elemento disuelto disminuimos la plasticidad y la conductividad eléctrica y aumentamos la resistencia mecánica. En efecto, siendo M' y N' los valores de la dureza o resistencia mecánica de los metales componentes de la aleación (A y B) (figura 3.44), toda aleación de posición intermedia poseerá valores más altos de dichas propiedades. Una aplicación de este fenómeno es la

adición de níquel a los aceros para conseguir materiales tenaces y resistentes. Se toma una estructura de solución sólida de carbono en hierro y se le introduce un elemento más, también soluble (níquel) para aumentar la resistencia mecánica del material. La conductividad eléctrica (R' Q') (figura 3.44) es más sensible aún que la dureza a la adición de elementos que distorsionan los retículos cristalográficos de los metales puros.

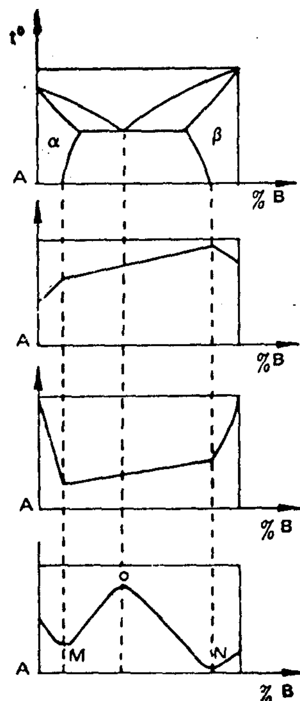
La columna **III** muestra las propiedades de los compuestos intermetálicos (figura 3.44); gran dureza y baja conductividad. A ambos lados de los valores correspondientes a las propiedades del compuesto intermetálico tendremos las líneas que corresponden a los tipos de aleación que aparecen en el diagrama. Las consignadas en la figura 3.44 son rectas, puesto que tenemos dos eutécticos a ambos lados de A_mB_n. En caso contrario dichas líneas varían de forma.

Los tres ejemplos expuestos nos ilustran sobre las propiedades de los casos más típicos de aleaciones metálicas. Para ampliar los conceptos daremos dos ejemplos más complejos que pueden presentarse en la práctica, según puede observarse en la figura 3.45. Las aleaciones parcialmente solubles en estado sólido presentan en su zona central las propiedades correspondientes a un diagrama eutéctico: la dureza y la conductividad son funciones del porcentaje de los componentes en la aleación. En cambio, en las zonas correspondientes a la solución sólida α y 0, a mayor cantidad del segundo componente disuelto mayor será la resistencia mecánica y menor la conductividad de la aleación.

La colabilidad es óptima para la aleación de composición eutéctica y arroja los valores más pobres en las aleaciones de solución sólida concentrada (de mayor cantidad de soluto presente). Las aleaciones de composición cercana al punto O (figura 3.45) solidifican dando una estructura de composición homogénea y la contracción de solidificación origina una cavidad o rechupe en la parte superior del lingote. En cambio las aleaciones de composición química cercana a los puntos M y N producen heterogeneidades de colada y la contracción de solidificación puede causar poros distribuidos en grandes extensiones de la pieza solidificada.

El caso de la figura 3.46 se refiere a una aleación que forma una solución sólida parcial α (B es parcialmente soluble en A, pero A es insoluble en B). Forma, además, un compuesto intermetálico AmBn que a su vez disuelve parcialmente los componentes A y B (solución sólida 7). Como se ve en la curva de dureza, el compuesto intermetálico es una aleación muy dura que endurece aún más al disolver componente A o B, por distorsionar su estructura. Los valores máximos de dureza y resis-

tencla corresponden a los puntos M y N que representan al **compuesto** intermetálico con las cantidades máximas de componente puro disuelto en solución sólida. A la solución sólida a (B en A) le corresponden valores de dureza tanto menores cuanto menor sea su concentración en B. Los valores de conductividad arrojan una curva de forma inversa a la de resistencia. Sus pendientes suelen ser más acentuadas.



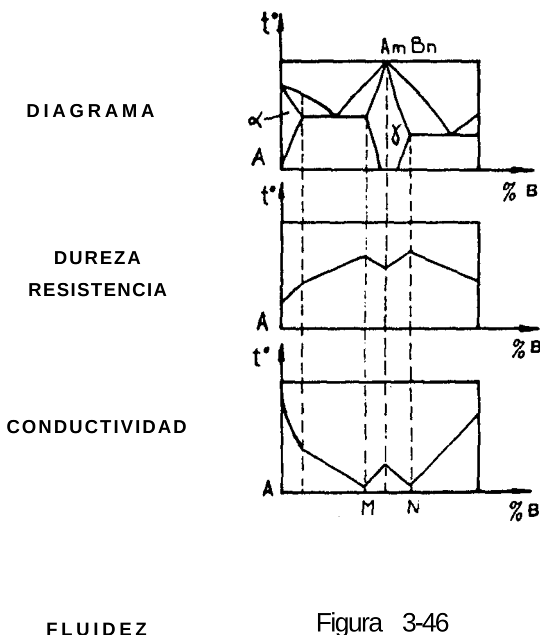


Figura 3-46

Figura 3-45

ALEACIONES BINARIAS QUE SE FORMAN MEDIANTE UNA REACCION PERITECTICA

En algunas aleaciones se produce durante la solidificación una reacción entre la porción de metal ya solidificada y el líquido remanente. Esta reacción hace desaparecer ambas fases para formar otra fase sólida

distinta de la primera: A + liq. --> B. La reacción se llama peritéctica. Para que la reacción sea completa, o sea que quede un solo constituyente (B) de resultas de esta reacción, la composición química de la aleación debe ajustarse a un valor determinado. A esta composición se le denomina peritéctica. Cualquier otra composición origina después de la reacción peritéctica la presencia de alguno de los constituyentes originales (A o líq.) además de la fase nueva B. Este constituyente remanente puede ir desapareciendo con el enfriamiento subsiguiente. El **peritéctico** así formado (B en nuestra fórmula) puede ser **una solución sólida** o **un compuesto intermetálico.** Las figuras 3.47 y 3.48 representan diagramas con reacción peritéctica donde el constituyente que se forma a raíz de la reacción peritéctica es una solución sólida. En la figura 3.49, en cambio, el peritéctico es un compuesto intermetálico A 4 + liq. --> A_mB_n.

La aleación "x" de la figura 3.47 segrega primeramente, durante su enfriamiento desde el estado líquido, solución sólida *β*. Con enfriamientos sucesivos varía la composición del sólido ***β*** precipitado según las proyecciones de los puntos de la curva BD sobre la abscisa, y la composición del líquido remanente, según las proyecciones de la curva BC. Al llegar a la temperatura correspondiente al segmento CD, denominada temperatura peritéctica, reaccionan las dos fases presentes, desapareciendo toda la solución sólida β formada y todo el líquido remanente, originando una nueva solución sólida a. Del mismo modo ocurre en el caso del diagrama Fe - C (figura 3.48). La aleación "x" precipita durante su enfriamiento cristales de solución sólida 5 al cruzar la línea de líquidus AD. A la temperatura correspondiente a la línea *CD* reacciona la solución sólida formada con el líquido remanente, desapareciendo todo el sólido y todo el líquido y originando una solución sólida *γ* diferente de la primera. Cuando la aleación de origen es diferente de "x"

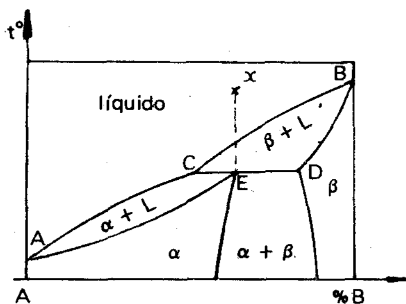


Figura 3-47

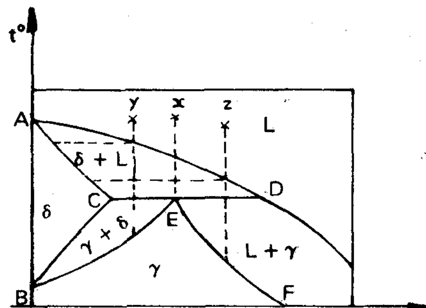


Figura 3-48

queda al final de la reacción peritéctica, además del nuevo sólido formado, una cantidad determinada de líquido o del sólido original. Así la aleación "y" (figura 3.48) da lugar en primer término, del mismo modo que la aleación "x", a la precipitación de la solución sólida δ. Esta sigue precipitando y variando su concentración de acuerdo a la proyección de los puntos de la línea AC, hasta alcanzar la temperatura correspondiente al segmento CD. En este momento, si la difusión ha sido completa, tenemos: solución sólida 5 de concentración C y líquido remanente de concentración D. A esta temperatura, denominada peritéctica, reaccionarán los constituyentes presentes, originando la nueva solución sólida *y* más una cierta cantidad de solución sólida 6 remanente. Durante el enfriamiento posterior este sólido 5 se va transformando también en *y* y cuando el enfriamiento llega a la línea EB, toda la aleación estará formada por solución sólida 7. La aleación "z" de la figura 3.48 precipita también solución sólida *δ* al tocar, durante su enfriamiento, la línea líquidus AD. Esta precipitación continúa hasta alcanzar la temperatura peritéctica a la altura de la horizontal CD. En este momento, todo el sólido 6 reacciona con parte del líquido, originando la solución sólida 7 más una determinada cantidad del líquido remanente. Este líquido se va a transformar también en solución sólida *y* durante un enfriamiento ulterior. Cuando la aleación cruza la línea EF estará formada totalmente por solución sólida γ.

En la figura 3.49 se representa el diagrama de una aleación que con la reacción peritéctica origina un compuesto intermetálico. La aleación "x" al enfriarse desde el estado líquido llega a la línea del líquidus CF y precipita cristales de metal B puro. Esta precipitación continúa hasta

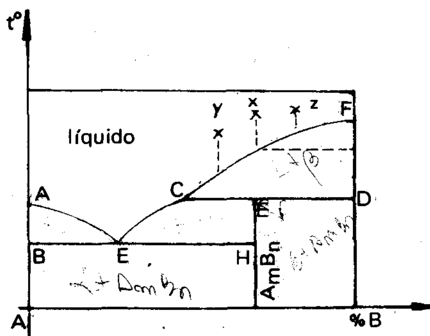


Figura 3-49

alcanzar la temperatura peritéctica (correspondiente a la línea CD), en cuya oportunidad reacciona el sólido (metal B) con el líquido remanente, desapareciendo todo el líquido y iodo el precipitado y originando

un compuesto intermetálico $A_m B_n$. La composición química correspondiente a la aleación "x" se llama composición peritéctica. Con concentraciones diferentes de ésta, la reacción peritéctica originará, además del compuesto intermetálico (peritéctico), una cierta cantidad de uno de los constituyentes originales.

Así, por ejemplo, la aleación "z" (figura 3.49) da lugar a una precipitación de un metal sólido B puro igual que en el caso anterior, pero en la reacción peritéctica origina una mezcla de compuesto A_mB_n y sólido B remanente. Este constituyente no desaparece con los enfriamientos siguientes y a temperatura ambiente nos quedará una mezcla dé AmBn y B. El caso de la aleación "y", en cambio (figura 3.49), origina después de la reacción peritéctica una mezcla de compuesto intermetálico A_mB_n y líquido remanente. Este último, al continuar el enfriamiento desde la temperatura correspondiente al segmento CD hasta la correspondiente al segmento EH, continúa precipitando compuesto A_mB_n y la composición del líquido remanente va variando a lo largo de la línea CE. A la temperatura eutéctica (BH) la composición del líquido remanente corresponde al punto E y solidifica en forma de un eutéctico de cristales A y AmBn. De este modo la aleación 'y' produce a temperatura ambiente una estructura de cristales A_mB_n rodeados de eutéctico A - AmBn.

En todas las aleaciones (figuras 3.47, 3.48 y 3.49) se producen reacciones peritécticas solamente para las aleaciones de concentración comprendida dentro del segmento CD. Para concentraciones mayores o menores que estos valores no se produce reacción peritéctica alguna. Mientras dura la reacción peritéctica, al igual que en el caso de la reacción eutéctica, la temperatura permanece constante. Los peritécticos pueden definirse también como aleaciones, ya sea de solución sólida o de compuesto intermertálico. Este último es un constituyente que no puede calentarse hasta su temperatura de fusión sino que a una temperatura dada, por debajo de la de fusión, se hace inestable y se descompone en un líquido y un

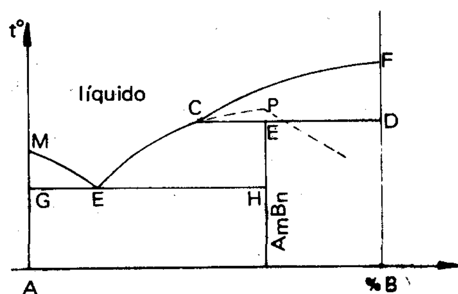
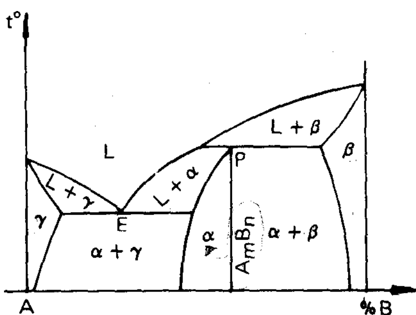


Figura 3-50

sólido distinto al original. La temperatura de su descomposición se llama temperatura peritéctica y permanece constante mientras dura la reacción. Por esta razón se puede denominar al diagrama de la figura 3.49 diagrama de compuesto intermetálico de máximo suprimido y se puede representar como lo indica la figura 3.50. El compuesto A_mB_n no puede calentarse hasta su hipotético punto de fusión "P" pues se descompone al llegar a la temperatura CD (en líquido de concentración C y sólido B puro).

El compuesto intermetálico que se forma durante el enfriamiento de una aleación mediante reacción peritéctica puede, a su vez, disolver uno de los componentes de la aleación. Así, en la figura 3.51 a es una solución sólida del metal A en el compuesto intermetálico A_mB_n. Este no disuelve el metal B. La aleación de la figura 3.52, en cambio, presenta un compuesto intermetálico A_mB_n que disuelve parcialmente ambos componentes A y B.



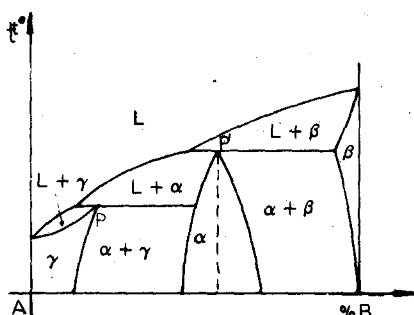


Figura 3-51 Figura 3.52

Como en los casos anteriores, estos diagramas se determinan uniendo los puntos de inflexión de las curvas de enfriamiento de las aleaciones de distinta concentración. La figura 3.53 representa las curvas de enfriamiento de las aleaciones a b y c del diagrama de la figura 3.54.

La aleación a (figuras 3.53 y 3.54) presenta en su curva de enfriamiento el intervalo de solidificación MN que corresponde a la separación de la solución solida α a partir del líquido.

La aleación b presenta mayor cantidad de inflexiones (figuras 3.53 y 3.54). El tramo PQ de la curva corresponde a la separación del sólido β a partir del líquido. La horizontal QR: la reacción peritéctica (líquido + β --> líquido remanente + α). El tramo RS: transformación

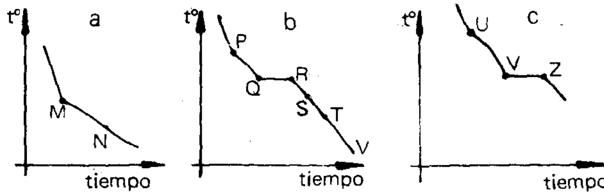


Figura 3-53

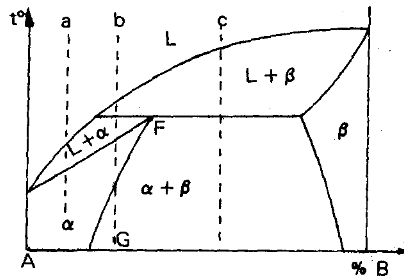


Figura 3-54

del líquido remanente citado en sólido α. La sección ST: enfriamiento de la solución sólida α. Finalmente, el resto de la curva (TV): segregación del componente B en forma de solución sólida β en los bordes de grano y en el interior de los granos α (por disminución de solubilidad de B en A, según la línea FG).

La aleación c (figuras 3.53 y 3.54) muestra una curva de enfriamiento con un intervalo de solidificación UV que corresponde a la precipitación de solución sólida β y una meseta VZ que representa la transformación peritéctica: L + β --> α + β (remanente).

Hasta ahora hemos considerado a la reacción peritéctica tal como debe realizarse, con transformaciones lentas y posibilidades de difusión atómica, como para permitir en todo momento que el sistema se encuentre en equilibrio estable. En la práctica es difícil lograr siempre estas condiciones, pues en la reacción peritéctica (Liq. + α --> β) el líquido comienza a reaccionar con la porción periférica de los granos α ya formados, depositando sobre ellos una capa de sólido β. De aquí en adelante la reacción del líquido con el sólido α debe realizarse por difusión de los átomos a través de la capa periférica β envolvente. Cuando la reacción ocurre a temperaturas muy elevadas esto puede efectuarse (ej. en el acero: líquido + δ --> γ). Pero en la mayoría de los casos la temperatura peritéctica es menor v no existe una posibilidad de difusión total.

Quedarán, pues, después de la reacción peritéctica (liq. + α --> β) en lugar de una estructura homogénea β (figura 3.55), una estructura de tres fases: granos α rodeados de una envoltura β y una matriz a su vez diferente de ambos (figura 3.56). Esta estructura de envoltura periférica de los cristales ha dado el nombre a la reacción peritéctica. Con enfriamientos lentos y recocidos posteriores puede disminuirse este efecto.

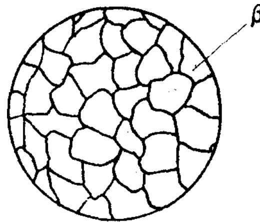


Figura 3-55

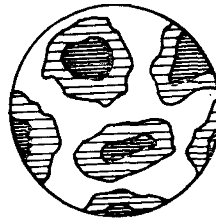


Figura 3-56

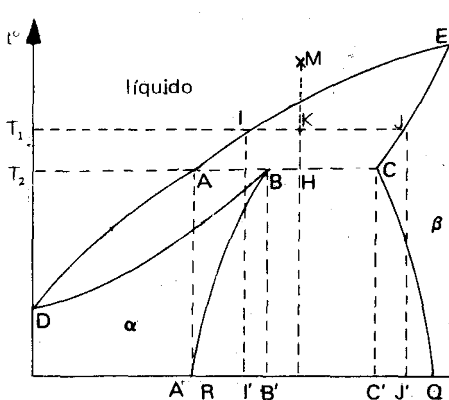


Figura 3-57

En diagramas peritécticos al igual que en los anteriores, podemos calcular en todo momento la proporción de las fases presentes. Así la aleación M de la figura 3.57 tendrá a la temperatura T_1:

$\frac{KJ}{IJ}$ x 100 porcentaje de líquido de composición I',

$\frac{IK}{IJ}$ x 100 porcentaje de sólido de composición J'

Un instante antes de la reacción peritéctica (Temp. T_2) existe:

$\frac{HC}{AC}$ x 100 porcentaje de líquido de composición A'

AH/AC x 100 porcentaje de solución sólida β de composición C'.

Un instante después de la reacción peritéctica, en cambio, si ésta fué completa habrá:

$$\frac{HC}{BC} \times 100 \text{ porcentaje de solución sólida } \alpha \text{ de composición B'}$$

y

$$\frac{BH}{BC} \times 100 \text{ porcentaje de solución sólida } \beta \text{ de concentración C}$$

Durante el enfriamiento ulterior los cristales α segregan algo de β en su periferia y los (β algo de α, pues las solubilidades mutuas disminuyen al bajar la temperatura, según lo indican las línea BR y CQ.

Como ejemplo de aplicación de diagramas con varias reacciones peri¬ técticas tenemos el del diagrama Cu-Zn latones que reproducimos en la figura 3.58.

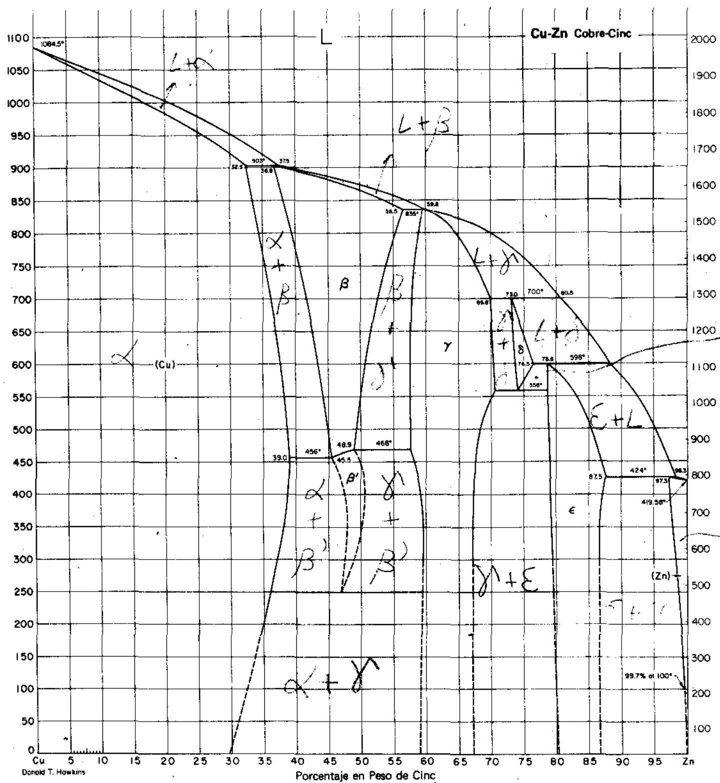


Figura 3-58

ALEACIONES BINARIAS DE COMPONENTES INSOLUBLES EN ESTADO LIQUIDO Y SOLIDO

En este caso los metales correspondientes actuarán por separado solidificando cada uno a la temperatura que le corresponde. Una aleación de aluminio y plomo, por ejemplo, que pertenece a este caso presenta dos mesetas en su curva de enfriamiento, correspondientes a la temperatura de solidificación del Pb de Al, respectivamente. Representando las curvas de enfriamiento de las aleaciones de distinta concentración tendremos la figura 3.59.

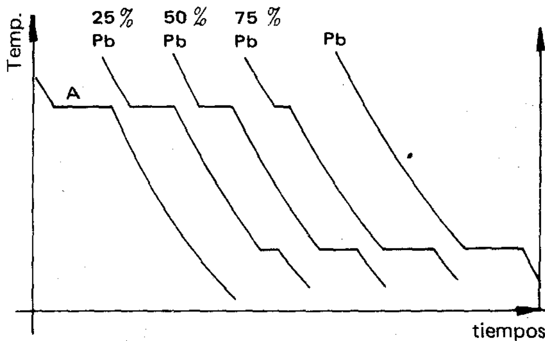


Figura 3-59

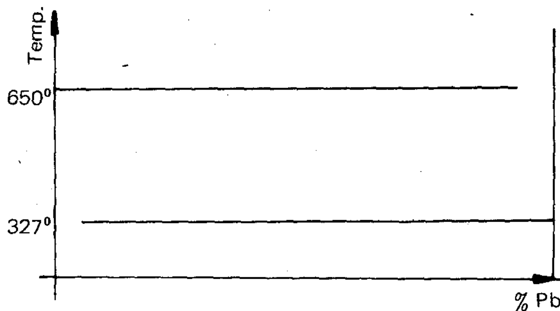


Figura 3-60

Como puede observarse, la longitud de la meseta es proporcional a la cantidad existente del componente dado.

Si ahora unimos los puntos correspondientes al comienzo (meseta del Al: 650 °C) y fin (meseta 327 °C, del Pb) de la solidificación, tendremos dos rectas paralelas, como lo indica la figura 3.60.

Este es un caso muy poco frecuente en la metalurgia. Los componentes se separan ya en estado líquido en dos capas, de acuerdo a sus respectivas densidades. Es por eso difícil obtener una aleación sólida homogénea.

ALEACIONES BINARIAS PARCIALMENTE SOLUBLES EN ESTADO LIQUIDO. LA REACCION MONOTECTICA

Veremos ahora un caso muy poco frecuente en la práctica: las aleaciones cuyos componentes son parcialmente solubles en estado líquido. Existe en su diagrama de equilibrio una zona de coexistencia de dos líquidos no miscibles. Cada uno de éstos es una solución líquida de concentración fija L_1 y L_2 (figura 3.61).

En la porción L_1 + L_2 del diagrama, a la temperatura T_1 tenemos una mezcla de cierta cantidad de líquido L_1 de concentración N y de líquido L_2 de concentración P. Las cantidades relativas de ambos

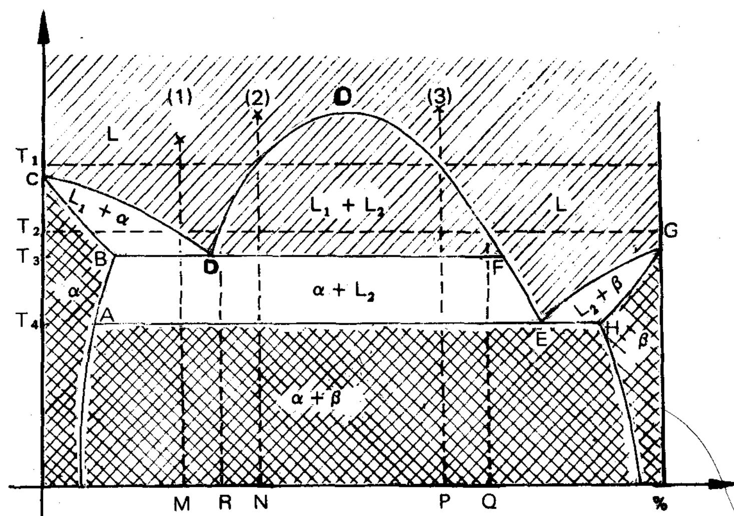


Figura 3-61

líquidos dependen de la concentración total del sistema. La zona rayada representa estado líquido, la cuadriculada, sólido y las zonas en blanco representan mezclas de líquido y sólido. CDFEG es la línea del líquidus y CBAEHG es la línea del sólidus. Por arriba de la línea CDOEG tenemos un líquido homogéneo puesto que L_1 y L_2 son completamente miscibles entre sí. En cambio, dentro de la zona DOF existen dos líquidos no miscibles L_1 y L_2 que se suelen separar por diferencia de densidades.

Para las aleaciones de concentración correspondiente al intervalo BF, a la temperatura T_3 ocurre una reacción denominada **monotéctica.** Él líquido L_1 de composición D se descompone en sólido a de composición B y líquido L_2 de composición F.



$$L_1 \dashrightarrow L_2 + \alpha$$

En el diagrama de la figura 3.61 existe además un eutéctico en el punto E. El líquido L_2 al enfriarse hasta la temperatura T_4 solidifica en una mezcla de cristales α y β.

Para poder seguir la transformación monotéctica representamos en la figura 3.62 las curvas de enfriamiento correspondientes a las aleaciones (1), (2) y (3) del diagrama de la figura 3.61.

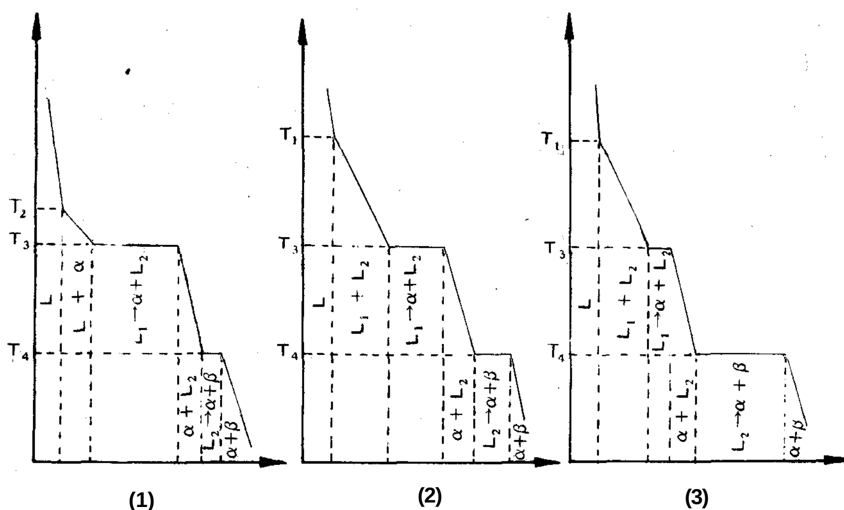


Figura 3-62

En la práctica existen pocas aleaciones de este tipo y, a su vez, ellas se utilizan poco por el inconveniente que presenta la separación de los dos líquidos no miscibles en dos capas de acuerdo a sus respectivas densidades. En la fabricación de estas aleaciones se emplean técnicas especiales para mantener una relativa homogeneidad del líquido en el momento de la solidificación.

Ejemplos de aleaciones que sufren la reacción monotéctica son el sistema aluminio - sodio y el cobre - plomo.

4

Diagramas de equilibrio II

Hemos abordado el estudio de las transformaciones que sufren los sistemas heterogéneos al variar la temperatura y la concentración relativa de sus componentes. Veremos ahora que todas ellas responden a una fórmula o "regla de las fases" que relaciona el grado de libertad o variantes (V) del sistema con el número de componentes (C) y el número de fases en equilibrio (F).

DEFINICIONES

Componentes (C) son las sustancias (elementos o compuestos químicos) cuya presencia es necesaria y suficiente para construir el sistema.

Fases (F): Una fase es una porción homogénea del sistema, separada de las demás porciones por una superficie llamada interfase. Las distintas fases de un sistema pueden diferir en composición química estructura o estado. Así los cristales de distinta composición química forman dos fases diferentes, como también lo hacen las porciones líquida y sólida de la misma composición química.

Variables (V) o grados de libertad de un sistema, son las condiciones (temperatura, concentración) que pueden alterarse sin causar la desaparición de una fase ni la formación de una nueva.

La regla de las fases o regla de Gibbs puede expresarse así:

$$V = C + 2 - F$$

Esta fórmula se aplica para cualquier sistema físico en el que las tres variables (temperatura, presión y concentración) pueden alterar sus valores. Cuando se opera a presión constante, como ocurre en las reacciones metalúrgicas (presión atmosférica) la constante se reduce a una unidad y la fórmula queda:

$$\boxed{V = C + 1 - F}$$

Aplicaremos la regla de las fases al sistema Cd-Bi de la figura 3.10.

a) Por arriba de la línea del líquidus, por ej.: punto C, tendremos:

Número de componentes (Cd-Bi): C = 2
Número de fases (solución líquida): F =1
Aplicando la fórmula:

$$V = C + 1 - F$$
$$V = 2 + 1 - 1$$
$$V = 2$$

El sistema goza de 2 grados de libertad. Vale decir que podemos variar la temperatura y la concentración de la aleación sin destruir el equilibrio.

b) Sobre la línea del líquidus, por ej.: punto P de la figura 3.10, tendremos:

Número de componentes (Cd y Bi): C = 2
Número de fases (líquido y cristales sólidos de Cd): F = 2
Aplicando la fórmula:

$$V = C + 1 - F$$
$$V = 2 + 1 - 2$$
$$V = 1$$

Acá tenemos un sistema monovariante (un solo grado de libertad). En efecto, si variamos la temperatura, la concentración del

líquido tomará valores fijos dados por la proyección de la curva BE sobre la abscisa. Ej.: bajando la temperatura precipitarán cristales de Cd hasta tener la concentración correspondiente a la temperatura alcanzada. Del mismo modo variando la concentración de la fase líquida (la fase sólida es Cd puro) nos queda determinada la temperatura para la cual coexisten ambas fases en equilibrio.

c) En el punto eutéctico (E):

Número de componentes (Cd y Bi): C = 2
Número de fases (líquido, cristales de Cd y cristales de Bi): F = 3
Aplicando la fórmula tendremos:

$$V = C + 1 - F$$
$$V = 2 + 1 - 3$$
$$V = 0$$

Es un sistema invariante: mientras dura la precipitación eutéctica la temperatura permanece constante. La concentración de la aleación es también constante. No podemos variar ni la temperatura ni la concentración sin que desaparezca una de las fases. A su vez la composición de cada una de las tres fases presentes debe ser también constante.

d) En la zona comprendida entre las líneas de líquidus y sólidus. Ej.: el punto N de la figura 3.10.

Número de componentes (Cd y Bi): C = 2
Número de fases (líquido y cristales de Cd): F = 2
Aplicando la fórmula tendremos:

$$V = C + 1 - F$$
$$V = 2 + 1 - 2$$
$$V = 1$$

Es un sistema monovariante. En efecto, si variamos a voluntad la temperatura (ej.: aumentamos de N a S), la concentración de ambas fases quedará determinada. El sólido seguirá siendo Cd puro y el líquido tomará la composición indicada por el punto Q (anteriormente, a temperatura N tenía el valor de R).

Desarrollaremos ahora la aplicación de la regla de las fases de Gibbs a la solidificación de un metal puro:

a) Durante el cambio de estado:

Número de componentes: C = 1
Número de fases (líquido y sólido): F = 2

$$V = C + 1 - F$$
$$V = 1 + 1 - 2$$
$$V = 0$$

Es un sistema invariante. Efectivamente, durante la solidificación la temperatura del metal permanece constante y la concentración (metal puro) lo es también.

b) Por arriba de la temperatura de solidificación:

Número de componentes: C = 1
Número de fases (Liq.) F = 1

$$V = C + 1 - F$$
$$V = 1 + 1 - 1$$
$$V = 1$$

Es un sistema monovariante.

c) Lo mismo ocurre por debajo de la temperatura de solidificación (sistema monovariante).

En las aleaciones que contienen una reacción peritéctica en su diagrama, como en el caso de la figura 3.48, el punto E representa un sistema invariante al igual que los eutécticos. En efecto, coexisten acá: líquido de composición D, sólido 5 de composición C y sólido *y* de composición E. Todas estas fases tienen su composición química invariable durante la reacción (varían las cantidades) y la temperatura es también constante.

Con la fórmula de Gibbs llegamos a la misma conclusión:

$$V = C + 1 - F$$
$$V = 2 + 1 - 3$$
$$V = 0$$

Del mismo modo podríamos demostrar que las líneas del líquidus y sólidus y los espacios comprendidos entre ellos son monovariantes. La

zona de líquido puro es bivariante. Las zonas correspondientes a las soluciones sólidas δ y γ son también bivariantes.

Como los grados de libertad de un sistema no pueden tener valores menores que 0,

$$C - F + 1 \qquad 0$$
$$F \quad C + 1$$

el número de fases de un sistema no puede exceder en más de una unidad al número de componentes. Por lo tanto las aleaciones binarias no pueden contener más de 3 fases, las ternarias no pueden contener más de 4 fases, etc

Cuando un sistema contiene el mayor número posible de fases estamos en presencia de un sistema invariante.

En los tres casos de sistemas invariantes mencionados anteriormente: reacción eutéctica, reacción peritéctica y solidificación de un metal puro, el análisis térmico presenta una meseta de temperatura constante en la curva de enfriamiento del sistema (ver figuras 3.3, 3.9, 3.24 y 3.53).

Aplicaremos la regla de las fases a aleaciones que contienen una solución sólida parcial con disminución de solubilidad en estado sólido al descender la temperatura (figura 4.1). Una aleación de la zona $\alpha + \beta$ a la temperatura T_1 está formada por cristales de solución sólida α de composición N y de solución sólida β de composición P. Pero según la regla de las fases éste es un sistema monovariante ($V = C + 1 - F = 2 + 1 - 2 = 1$) y, por ende, al variar arbitrariamente la temperatura, las concentraciones de las fases tomarán valores determinados. En efecto, al bajar la temperatura hasta T_2 precipitarán cristales

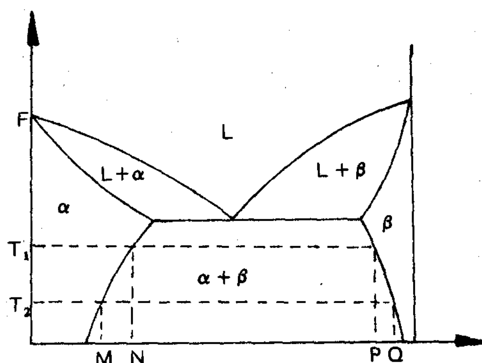


Figura 4-1

α a partir de la fase β y cristales β a partir de la fase α, hasta variar cada uno su concentración y alcanzar los valores indicados por los puntos M y Q.

Veamos ahora el caso de una aleación peritéctica. Una aleación de composición E de la figura 3.48 a una temperatura por debajo de CD deberá estar formada en estado de equilibrio por una sola fase, según la regla de Gibbs. Si la estructura cristalográfica señala la existencia de más de una fase (como p. ej. se observa en la figura 3.56), no estaremos en estado de equilibrio. Si se ha efectuado un tratamiento de homogeneización, éste no fu miento la aleación adquiere la estructura monofásica de la figura 3.55.

Por último, consideremos el caso de una aleación con reacción monotéctica (figura 3.61). Según la regla de las fases, solamente en las zonas α y β podremos variar la temperatura y la concentración sin alterar el equilibrio. En las zonas bifásicas, en cambio (ej.: $\alpha + \beta$ $L_1 + L_2$, $\alpha + L_2$), tenemos un solo grado de libertad.

Así, en $L_1 + L_2$:

$$V = C + 1 - F$$
$$V = 2 + 1 - 2 -- 1$$

En efecto, variando la temperatura de T_1 a T_2 (figura 3.61) las dos fases líquidas que tenían las concentraciones N y P tendrán ahora las correspondientes a los puntos R y Q.

A las temperaturas T_3 y T_4 a las cuales hay una coexistencia de 3 fases, el sistema se hace invariante.

En efecto:

$$V = C + 1 - F$$
$$V = 2 + 1 - 3 = 0$$

Por lo tanto la temperatura permanecerá invariable mientras dura la reacción monotéctica (punto D).

En consecuencia podemos utilizar esta reacción al igual que la eutéctica y la peritéctica (V = 0) para identificar una aleación por la temperatura a la que se presenta la meseta en la curva de enfriamiento (figura 3.62) y su composición por la longitud de la meseta (figura 3.11).

TRANSFORMACIONES EN ESTADO SOLIDO

Una vez solidificada, una aleación puede sufrir transformaciones ulteriores. Todos los tipos de transformación vistos hasta ahora pueden ocurrir a partir de fases sólidas ya existentes. Esto se presenta en las aleaciones que tienen al menos un componente que sufre transformaciones alotrópicas con la variación de temperatura. Los más importantes son Fe, Co, Mn, Ti, Zr. El hierro, por ejemplo, presenta la variedad alotrópica α a temperatura ambiente (sistema cúbico de cuerpo centrado), la 7 entre 900 y 1400 ºC (cubos de caras centradas) y la 5 entre 1400 ºC y el punto de fusión (cubos de cuerpo centrado).

La figura 4.2 presenta un diagrama con transformaciones en estado sólido: a alta temperatura A y B son completamente miscibles el uno en otro, dando una serie de soluciones sólidas homogéneas 7. Las dos curvas FG representan el líquidus y el sólidus. La línea HEI marca el comienzo de la transformación en estado sólido γ->α oγ->β y la línea HMENI el fin de la misma. Por debajo de ella no existe fase γ alguna

Para concentraciones comprendidas entre los valores A y P (aleación 1 figura 4.2) la solución homogénea 7, una vez enfriada hasta la línea

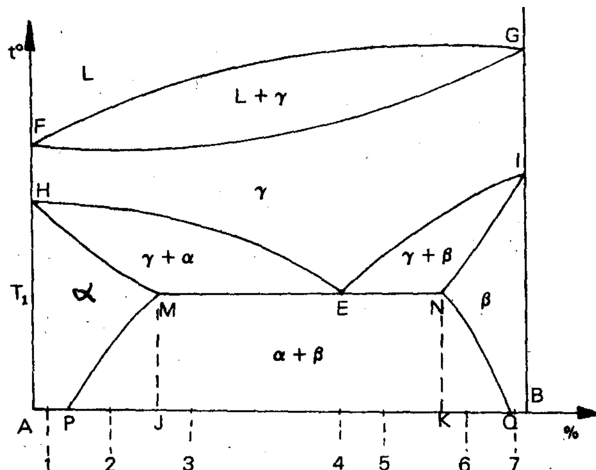


Figura 4-2

HE, comienza a nuclear cristales de la fase α en los bordes de los granos *y*. Al cortar la línea HM todo el material estará formado por solución sólida a que seguirá enfriándose hasta la temperatura ambiente (ver figura 4.3(1) y 11.1).

Para concentraciones comprendidas entre los puntos P y J (aleación 2 de figura 4.2) tendremos un proceso similar al caso anterior, obteniéndose solución sólida α. Pero al atravesar la línea MP que indica la disminución de la solubilidad del elemento B en A, la estructura homogénea de cristales α segregará una segunda fase: la componente B, que a temperatura ambiente disuelve una pequeña cantidad de metal A. Esta segregación consiste pues de solución sólida β y se efectúa en los bordes de grano y a veces en el interior de los mismos, sobre los planos cristalográficos de los granos α. Esta segregación en el interior de los granos es una característica de las transformaciones en fase sólida que ocurren a bajas temperaturas puesto que se carece de la movilidad atómica (difusión) suficiente para que los elementos migren hacia los bordes de grano para nuclearse y crecer (ver figura 4.3 aleación 2).

La aleación 3 de la figura 4.2 cristaliza en un comienzo al igual que los casos anteriores, en forma de solución sólida *y* que segrega cristales a al atravesar la línea HE. Pero acá llegamos a la temperatura T_1 habiendo todavía sólido *y* sin transformar. Este sólido remanente se transforma a temperatura constante en una yuxtaposición de cristales α y β denominada eutectoide (semejante al eutéctico). Con la disminución ulterior de la temperatura, los cristales α de composición J segregan algo de β y los β de composición K segregan una pequeña cantidad de α, pues así lo indican las líneas MP y NQ de solubilidad en estado sólido. A temperatura ambiente la aleación estará formada por cristales primarios a en el seno de un eutectoide α + β de composición P y Q respectivamente (ver figura 4.3 aleación 3 y 1 1.12).

El eutectoide difiere algo del constituyente eutéctico. Su estructura suele ser laminar y no globular como la del eutéctico. Las propiedades mecánicas difieren también en consecuencia. La maquinabilidad, por ejemplo , no es buena: la dureza es mayor; etc. Sin embargo, podemos globulizar la estructura eutectoide manteniéndola un cierto tiempo a su temperatura de precipitación. Esta precipitación es reversible. Las láminas del eutectoide se redisuelven y reprecipitan. Pero como todo sistema de equilibrio dinámico (reacción reversible) tiende a avanzar hacia un estado energético mínimo (equilibrio estable) las láminas se entrecortarán y globulizarán y luego coalescerán reuniendo varios glóbulos

pequeños en pocos glóbulos grandes. En efecto, el estado energético mínimo es el de la fase de gran volumen respecto de la superficie. El cuerpo de mayor volumen respecto de la superficie es la esfera. De este modo podemos obtener estructuras eutectoides laminares y globulares.

La aleación de concentración 4 solidifica también en primera instancia en forma de solución sólida γ (figura 4.2), que se enfría sin sufrir alteraciones hasta llegar al punto E donde coinciden las líneas del comienzo y fin de la transformación en estado sólido. A esta temperatura la solución sólida γ se transforma isotérmicamente en el eutectoide α + β (ver figura 4.3 aleación 4 y 11.18).

Otro tanto ocurre en el extremo B del diagrama (aleaciones hipereutectoides).La aleación 5 constará a la temperatura ambiente de cristales primarios β rodeados del eutectoide a + (3. La aleación 6 de cristales β con una segunda fase segregada a. La aleación 7, finalmente, está formada por una estructura metalográfica homogénea de solución sólida (3 (ver aleaciones 5, 6 y 7 de la figura 4.3).

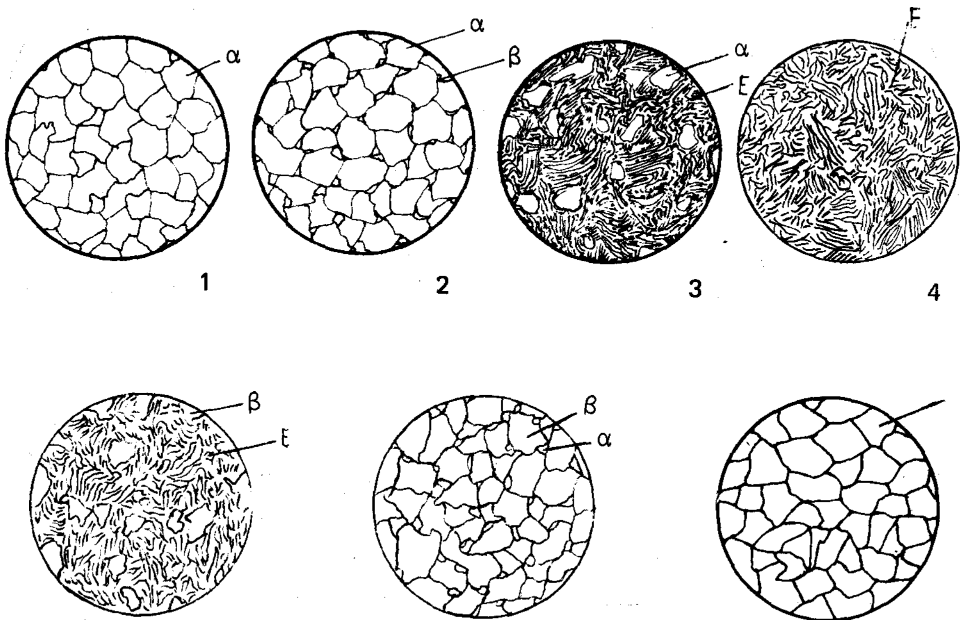


Figura 4-3

Como puede observarse, las estructuras metalográficas y propiedades de aleaciones provenientes de una transformación en estado sólido son parecidas a las obtenidas a partir de un líquido (figura 3.21). Podemos calcular a cada temperatura durante la transformación las proporciones de líquido y sólido existente (ver figura 3.21). También podemos aplicar la regla de las fases de Gibbs.

Existen sin embargo entre ambos tipos de reacción algunas diferencias debidas a la difusión más lenta de los átomos en el estado sólido y, por lo tanto la mayor demora en las transformaciones. En efecto: la transformación *y* γ -> α o γ --> β acá descripta (figura 4.2) indica dos fenómenos:

a) una transposición cristalográfica (ej.: de cubos de cuerpo centrado a cubos de caras centradas); y
b) un proceso de difusión.

Las dos fases γ *y* α poseen aptitudes diferentes para disolver a los demás componentes. Así en la aleación de la figura 4.2, *y* disuelve el 100% de B, mientras que α sólo un 5%. Por ello, al efectuarse la transposición cristalográfica γ --> α, debe eliminarse de la solución sólida el exceso de componente B disuelto. Para efectuar esta eliminación debemos contar con un movimiento relativo de los átomos llamado difusión.

Ahora bien, de los fenómenos citados, el primero (transposición cristalográfica) se realiza muy rápidamente, mientras que el segundo (difusión) es tanto más lento cuanto más baja sea la temperatura a la cual debe realizarse. Con enfriamientos lentos obtenemos transformaciones completas y estructuras estables a temperatura ambiente. Con enfriamientos más rápidos podemos obtener transformaciones incompletas y estructuras metaestables a temperatura ambiente, que se caracterizan por tener su retículo cristalográfico distorsionado ofreciendo mayor resistencia, menor capacidad de deformación plástica, mayor dureza y resistencia a la abrasión, menor resistencia al choque, etc. De este modo, calentando una aleación de este tipo (con cambios en estado sólido) hasta la fase de alta temperatura y volviendo a enfriarla con diferentes velocidades, obtendremos materiales de propiedades variadas. El proceso se denomina tratamiento térmico y puede realizarse gracias a las transformaciones en estado sólido.

Los cambios que las aleaciones pueden experimentar en estado sólido pueden resumirse así

1. Cambio de una forma atrópica a otra (ej.: $Fe_\alpha = Fe_\gamma$).
2. Formación de eutectoides.
3. Formación de peritectoides.
4. Cambio de solubilidad sólida con el enfriamiento (ej.: curva MP de la figura 4.2).
5. Recristalización (sin transformación alotrópica).
6. Crecimiento de grano.

5

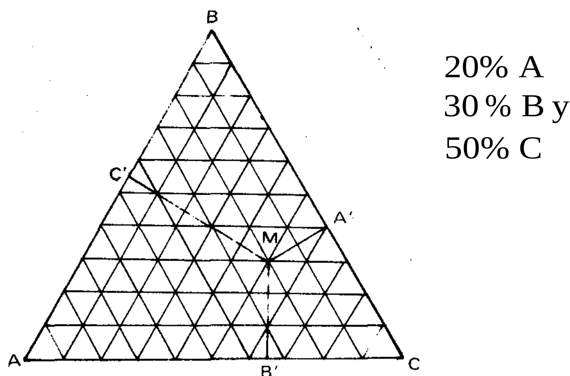
Diagramas de equilibrio
Sistemas ternarios, cuaternarios, etc

Es muy frecuente obtener mejoras en las propiedades de una aleación binaria por el agregado de pequeñas cantidades de un tercer elemento. Así, por ejemplo, el agregado de cromo a una aleación hierro-carbono le imparte resistencia a la corrosión, el de plomo a los latones facilita el

maquinado, etc.

Los diagramas de los sistemas ternarios son modelos tridimensionales cuyas bases son triángulos equiláteros. En el triángulo se representan las concentraciones de los componentes y en las caras laterales del modelo se indican las transformaciones que sufre el sistema con las variaciones de la temperatura. Cada vértice del triángulo base corresponde a uno de los componentes (100%) y los lados del triángulo a las concentraciones de las aleaciones binarias. Para representar la concentración de una aleación temaría utilizaremos el teorema que expresa que trazando desde un punto interior de un triángulo equilátero las perpendiculares a sus lados, se formarán tres segmentos cuya suma es igual a la altura del triángulo. Adjudicamos el valor 100% a la altura del triángulo y las diversas aleaciones se representarán por puntos interiores al triángulo. La composición de la aleación está dada por los tres segmentos perpendiculares a los tres

lados del triángulo. Así, por ejemplo, en la figura 5.1 el segmento MA' indica la concentración de la aleación en el elemento A, el segmento MB' su contenido en B y el segmento MC' su contenido en C. La composición de esta aleación será:



20% A
30 % B y
50% C

Figura 5-1

Los lados del triángulo representan, como hemos dicho, las concentraciones de las aleaciones binarias. Sus diagramas de equilibrio pueden ser construidos como lo indica la figura 5.2.

Levantando los planos de los diagramas binarios de la figura 5.2 en forma perpendicular al triángulo de las concentraciones obtene-

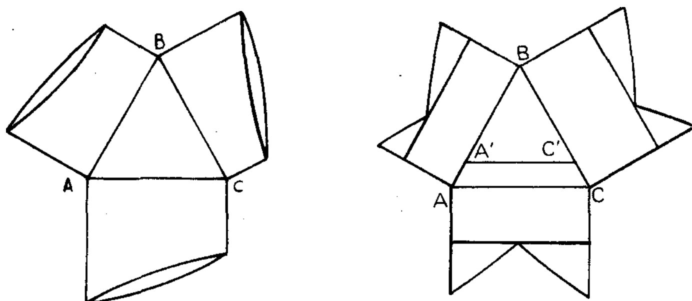


Figura 5-2

mos el modelo tridimensional del diagrama ternario. En las aleaciones que forman solución sólida los puntos de comienzo de solidificación forman una superficie curva que constituye el líquidus y los puntos que marcan el fin de la solidficación forman otra superficie curva: el sólidus (figura 5.3). En los diagramas de aleaciones que forman eutécticos (ej. figura 5.4), los eutécticos binarios no

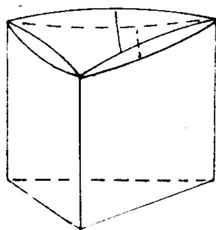


Figura 5-3

son puntos sino curvas descendentes hacia el interior del modelo donde se encuentran en un punto que constituye el eutéctico ternario. Las curvas E_1 E, E_2 E, E_3 E representan los eutécticos binarios. El plano hori-

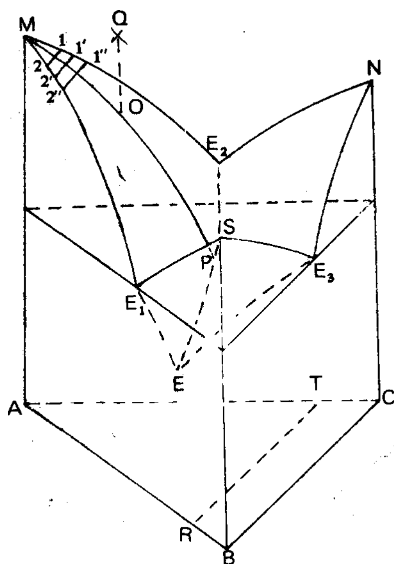


Figura 5-4

zontal que contiene el punto eutéctico ternario: E es el del sólidus y las superficies curvas limitadas por las curvas del líquidus de los tres diagramas binarios y las curvas de eutéctico binario recién mencionadas constituyen la superficie del líquidus.

Al solidificar una aleación, por ejemplo la representada por el punto Q de la figura 5.4, en el punto O llega a la superficie del líquidus. Esta aleación está sobresaturada en el componente A respecto del eutéctico. Por lo tanto segrega cristales de A puro y la composición del líquido remanente avanza según la proyección de la curva OP, prolongación de la línea MO, manteniendo constante la relación entre las cantidades de metal B y C, o sea que las líneas 1, 1' y 1" (figura 5.4) son proporcionales a las 2, 2' y 2". Llegando al punto P, el líquido remanente comienza a segregar un eutéctico formado por cristales A y C. Mientras dura esta precipitación la composición del líquido remanente varía a lo largo de la línea eutéctica PE (figura 5.4). Alcanzado el punto E comienza a precipitar el eutéctico ternario A + B + C, a temperatura constante.

Se puede proyectar este proceso sobre el plano basal del diagrama ternario, como lo muestra la figura 5.5. El segmento OP indica la precipitación de los cristales simples A; PE la formación del eutéctico A + C. La estructura metalográfica de la aleación será pues como lo indica la figura 5.6, de cristales puros del componente A rodeados de 2 eutécticos: A - C y A - B - C.

Las aleaciones situadas sobre las líneas de eutéctico binario E_1 E, E_2 E y E_3 E de la figura 5.5 (ejemplo el punto M) consisten solamente de eutéctico binario y ternario. En cambio las aleaciones representadas

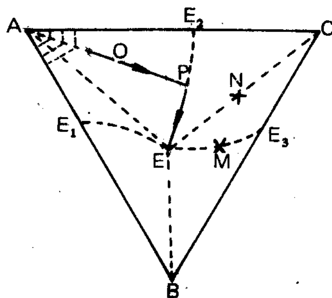


Figura 5-5

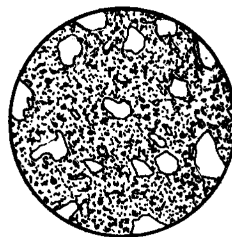


Figura 5-6

por los puntos ubicados sobre las línea AE, BE y CE (por ejemplo el punto N de la figura 5.5), carecerán de eutéctico binario y precipitará solamente metal puro C y eutéctico ternario. En efecto, en un comienzo, al estar sobresaturado en componente C precipita tan sólo este elemento, puesto que la proporción de los otros dos debe quedar sin alterar. Esto se logra recorriendo la línea CE. Al final de su trayecto precipita eutéctico ternario E en forma isotérmica.

La precipitación del eutéctico ternario es una reacción invariante puesto que tenemos 3 componentes y 4 fases. Por lo tanto, según la regla de las fases:

$$V = C + 1 - F$$
$$V = 3 + 1 - 4 = 0$$

En efecto, se realiza a temperatura constante.

El eutéctico binario de estas aleaciones, en cambio, responde a una reacción monovariante:

$$V = C + 1 - F$$
$$V = 3 + 1 - 3 = 1$$

Es por esto que se realiza a lo largo de las líneas E_1 E, E_2 E, E_3 E, que son las curvas descendentes en el diagrama ternario. Vale decir que precipitan con descenso de temperatura.

La representación espacial de las aleaciones ternarias con solución sólida parcial y con componentes intermetálicos se hace en la misma forma que las consideradas hasta ahora.

Otra forma de representar las aleaciones ternarias es mediante la proyección del modelo tridimensional sobre el plano basal del mismo..

Así, la figura 5.7 representa el diagrama con solución sólida parcial. Las zonas con punteado indican las regiones bifásicas: En las zonas adyacentes a los vértices A B y C del triángulo, en cambio, tenemos las tres soluciones sólidas: α, β y γ. La figura 5.8 representa el diagrama ternario con compuesto intermetálico binario, igual que la figura 5.9. En esta última el compuesto intermetálico disuelve una pequeña cantidad de elementos A y B. La figura 5.10 contiene un compuesto intermetálico ternario F. Como se observa, el compuesto intermetálico subdivide el diagrama en 2 o más porciones.

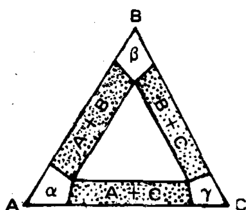


Figura 5-7

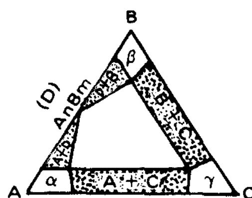


Figura 5-8

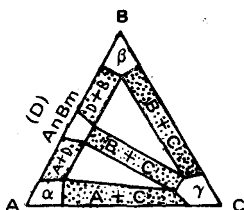


Figura 5-9

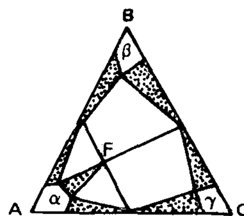


Figura 5-10

REPRESENTACION BIDIMENSIONAL DE LOS SISTEMAS COMPLEJOS

Existe una forma más cómoda de representar una aleación ternaria. Consiste en un diagrama bidimensional que resulta de levantar un plano dentro del modeló tridimensional en forma paralela a uno de los lados del triángulo basal, por ejemplo a partir de la línea RT de la figura 5.4 o de la A'C' de la figura 5.2. Si bien el plano BSE_3NC representa a la aleación binaria BC (figura 5.4), el plano levantado a partir de la línea RT representará a la aleación BC con un agregado constante de metal A.

Desplazando el segmento RT hacia el vértice A del triángulo basal se obtendrán las aleaciones BC con el agregado de diferentes cantidades de elemento A. Reproducimos a continuación un trozo de diagrama Fe-C con distintas cantidades de cromo (figura 5.11). El mismo trozo de diagrama Fe-C con una cantidad fija de Cr y con el agregado de cantidades diferentes de Ni se representa en la figura 5.12. Como se observa en esta serie, a mayor cantidad de Ni mayores resultan las zonas de solución sólida γ. Lo contrario se ha visto con el agregado de cromo (figura 5.11). Esto se expresa diciendo que el níquel en el acero es gamá¬geno y el cromo es alfágeno. También se dice que el níquel baja las líneas del diagrama Fe-C y el cromo las sube.

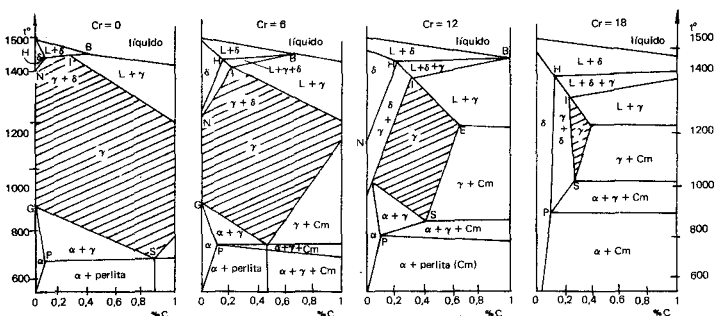


Figura 5-11

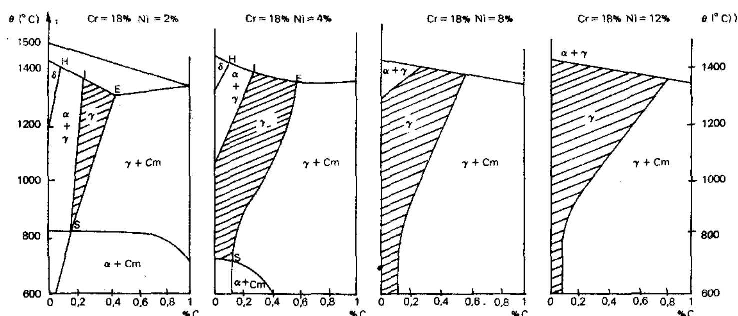


Figura 5-12

Este tipo de representación (corte longitudinal de los modelos tridimensionales) es sumamente útil y si lo consideramos resultante del corrimiento de las líneas del diagrama binario con el agregado de otro constituyente, podemos aplicarlo también a aleaciones de 4, 5, etc., elementos.

Otra forma de representar aleaciones complejas en forma bidimensional es estudi ubicación de las líneas del diagrama de equilibrio binaria. Un ejemplo muy utilizado es el de los latones o aleaciones Cu-Zn. Estos materiales mejoran su resistencia a la corrosión agregando una pequeña cantidad de estaño, su maquinabilidad con el agregado de plomo, etc. Se ha calculado un coeficiente para cada uno de estos elementos de aleación y se lo llama equivalente en Zn. Así los equivalentes en Zn de los principales elementos de aleación usados en los latones son:

Si	10
Al	6
Sn	2
Mg	2
Pb	1
Fe	0,9
Mn	0,5
Ni	(-1,2)

Esto significa que una parte de silicio actúa a los efectos del diagrama de equilibrio como 10 partes de Zn en los latones (ver pag. 235), 1 parte de Sn como 2 partes de 2n. De este modo, una aleación que contiene 63% Cu, 32% Zn, *2%* Al y 3% de Mn si se encuentra en estado de equilibrio estable (homogeneizado), tendrá una estructura metalográfica correspondiente al latón simple (Cu-Zn) de 42% de Zn. En efecto, calculando el porcentaje ficticio de Zn tendremos:

$$\% \text{ fict. Zn} = \frac{32 + (2x6) + (3x0{,}5)}{63 + 32 + (2x6) + (3x0{,}5)} \text{ x } 100$$

$$\% \text{ fict. Zn} = \frac{45{,}4}{108{,}5} \text{ x } 100 = 42\%$$

Veamos ahora el diagrama binario de las aleaciones Cu-Zn (pag 135) y observaremos que esta aleación estará formada por una mezcla de cristales α y β a pesar de que, por su contenido real en Zn, debería haber sido un latón α. Goza, pues, de las propiedades de un material bifásico.

De este modo podemos representar las aleaciones de más de 2 componentes en diagramas bidimensionales y facilitar así su manejo.

6

Principio de los tratamientos térmicos

La mayor parte de las propiedades de las aleaciones dependen de su estructura metalográfica. Si queremos variar las propiedades de un material debemos, pues, buscar un proceso que altere su estructura metalográfica. Este proceso se denomina tratamiento térmico.

Existen tres tipos de tratamientos térmicos:

a) Recristalización alotrópica.
b) Recristalización con deformación plástica previa.
c) Endurecimiento por precipitación.

RECRISTALIZACION ALOTROPICA

Este tratamiento se aplica a aleaciones que sufren transformaciones estructurales en estado sólido al variar su temperatura. En su diagrama de equilibrio aparecen las líneas indicadoras de estas transformaciones. Hemos descripto, en el capítulo 4, el caso de la figura 4.2.

Si queremos eliminar una estructura detectuosa y obtener la estructura de equilibrio estable a temperatura ambiente tal como aparece en la

figura 4.3 para distintas concentraciones, bastará con calentar la aleación por arriba de la temperatura marcada con la línea HEI (figura 4.2), con lo cual desaparecen las fases α y β de temperatura ambiente y aparece la estructura estable a alta temperatura: solución sólida *y*. Se procede a continuación a un enfriamiento sumamente lento (dentro de un horno)J a fin de posibilitar además de la transposición cristalográfica una difusión atómica que permita que las nuevas fases formadas α y β puedan alojar la cantidad de átomos solutos que corresponde a su estado de equilibrio estable y puedan conformarse y crecer debidamente. Esta es una transformación en estado de equilibrio, o sea que durante la transformación, las fases presentes están en todo momento en equilibrio dinámico entre sí (reacciones reversibles). Las estructuras metalográficas y las propiedades de las aleaciones de distintas concentraciones responden a lo indicado por su diagrama de equilibrio. A este tratamiento térmico se lo denomina Recocido (de recristalización).

Con enfriamientos algo más rápidos (al aire) podemos lograr la transposición cristalográfica y una difusión suficiente para nuclear las fases estables, sin permitir que los granos se conformen y se desarrollen. Estas estructuras serán de granos reticulares (cuando se nuclean en bordes de granos anteriormente existentes) como se ve en la figura 11.13, o de granos finos homogéneamente distribuidos. Este tratamiento térmico se denomina Normalizado (enfriamiento al aire) y se lo aplica para obtener estructuras homogéneas de grano fino y para eliminar la distribución localizada de algún constituyente] (ejemplo: la estructura en bandas).

Se pueden efectuar enfriamientos más bruscos aún introduciendo las piezas calientes en un medio de gran poder de disipación térmica, ej.: aceite, agua, agua con sal, etc., con lo cual se efectúa la transposición cristalográfica (que es sumamente rápida), pero se impide toda difusión atómica} La nueva fase contendrá todo el material soluto que corresponde a la fase estable a alta temperatura. Su retículo cristalográfico estará distorsionado y tendrá una gran dureza y resistencia a la abrasión. Por el exceso de tensiones de sobresaturación puede resultar frágil. El tratamiento térmico se denomina temple y, más propiamente, Transformación Martensítica (sin difusión). En las estructuras cristalográficas complejas y en las que contienen alojados gran cantidad de átomos solutos se puede hacer este tratamiento con gran facilidad, pues la complejidad de la red cristalográfica contribuye a dificultar la difusión atómica. En la estructura metalográfica muestran agujas que forman ángulos agudos entre sí (ver figuras 11.20. 11.21 v 11.47).

En redes cristalográficas más complejas aún y con mayor cantidad de elementos disueltos en solución sólida, efectuando enfriamientos muy rápidos, se puede evitar no sólo la difusión sino también la transposición cristalográfica. Obtenemos las estructuras de fases retenidas y el tratamiento térmico se denomina **Temple de Retención de** Fase.

Un ejemplo de aleación que sufre transformación en estado sólido y por lo tanto es susceptibles de este tipo de tratamientos térmicos, es el acero. Corresponde al **sistema hierro-carbono** (ver figura 6.1).

Las aleaciones hierro-carbono en los valores bajos de concentración presentan durante la solidificación a la temperatura AB (figura 6.1) una reacción peritéctica mediante la cual reacciona el sólido formado: 5 con líquido remanente, para dar otro sólido: *y*.



$$\delta + \text{líquido} \dashrightarrow \gamma$$

En la figura 3.48 se ha explicado el proceso. Acá el peritéctico no deja rastros de inhomogeneidad como puede ocurrir en otras aleaciones (ver figura 3.56); la temperatura de su formación es sumamente alta y la difusión atómica se facilita en esas condiciones. Tenemos, pues, por debajo de 1400 ° C solución sólida homogénea de carbono en hierro *y* denominada austenita. Si la composición original de nuestra aleación corresponde al punto S (figura 6.1), entonces al enfriarse y llegar a la tempe-

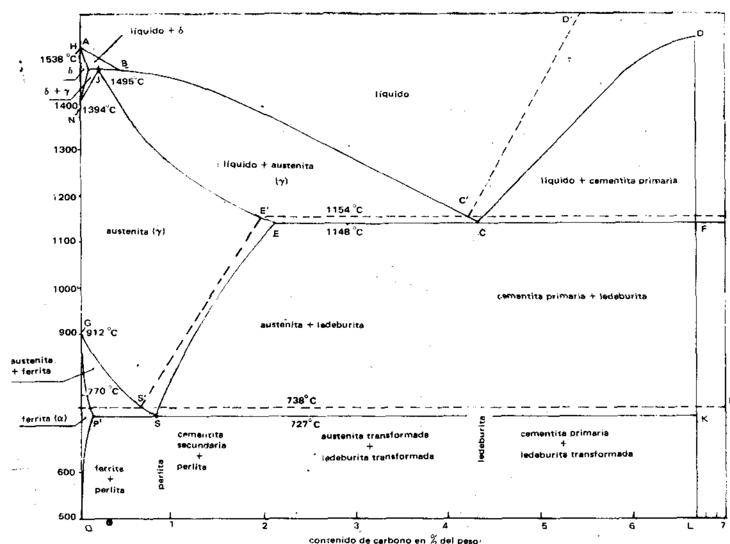


Figura 6-1

ratura de 727 ºC (punto S) la solución sólida se escinde en dos constituyentes: solución sólida a de composición P y compuesto intermetálico D de 6,6% C. Estos dos constituyentes se forman de una manera semejante a los eutécticos y su aspecto cristalográfico y propiedades también se asemejan. Por ello se denomina eutectoide (perlita). Sin embargo, por provenir de un sólido ya formado, se desarrolla en forma de laminillas alternadas (figura 11.18) que por tratamiento de recocido ulterior puede globulizarse (figura 11.19).

Además de la perlita aparece un constituyente adicional para las aleaciones de concentración en carbono menor del 0,77% : la solución sólida a. Para las aleaciones de concentración en carbono mayor del 0,77%, en cambio aparecerá además de la perlita, un compuesto intermetálico D llamado cementita (Fe_3C). Estos constituyentes se forman con enfriamientos lentos a partir de la austenita denominados recocidos

La solución sólida γ, denominada austenita, es una solución intersticial de carbono en hierro γ. Esta fase, cuyo sistema cristalográfico es el cúbico de caras centradas, es muy plástica (como todos los metales de este sistema) en los rangos bajos de contenido de carbono. Al aumentar el contenido de carbono (por ej.: entre los puntos P y S), disminuye la plasticidad y aumenta la resistencia mecánica. El hierro *y* es capaz de alojar hasta 2,1 \% C a 1.148 ºC. A temperaturas más bajas la solubilidad disminuye de acuerdó a lo indicado por la curva ES (figura 6.1). Esta disminución de solubilidad obliga al excedente de carbono a segregarse hacia el borde de los granos (sitios de mayor energía interna) donde nu¬cleará el constituyente intermetálico: cementita. Esta difusión en estado sólido toma un cierto tiempo. Con enfriamientos lentos (recocido) se logra realizar y produce, en los bordes de los granos de austenita, una red del compuesto intermetálico cementita que hace frágil a la aleación. Con enfriamientos más rápidos la austenita no logra segregar todo el carbono que corresponde, quedando sobresaturada y su red cristalográfica distorsionada. Para concentraciones menores en carbono (por ej,: entre las correspondientes a los puntos P y S de la figura 6.1) la fase *y* comienza a transformarse en α al traspasar la línea GS, línea de comienzo de transformación cristalográfica (cúbico de caras centradas --> cúbico de cuerpo centrado). Los cristales α son solución sólida y, por lo tanto constituyentes de nucleación y crecimiento. Su formación ocurre en los bordes de los granos (sitios de mayor energía) y depende por lo tanto de la posibilidad de migración atómica hacia los límites de grano (difusión).

Con enfriamientos algo más rápidos se dificulta algo la difusión atómica. Por consiguiente no se logra la estructura de equilibrio estable, quedando estructuras distorsionadas, granos pequeños o en forma de **red** a lo largo de los bordes de los granos anteriores con algunas prolongaciones que jalonan el camino seguido en forma incompleta por los átomos en difusión (figuras 11.13, 11.14 y 11.15). Hemos expuesto hasta ahora la posibilidad de obtener estructuras metaestables en la aleación de Fe-C por enfriamiento rápido en la región del diagrama situada por arriba de los 727 ºC. Si el enfriamiento que sigue (hasta la temperatura ambiente) se hace en forma más lenta y se permite el desenvolvimiento de las reacciones subsiguientes en la forma que conduce al equilibrio estable, habremos realizado un tratamiento térmico de **normalizado** (que produce materiales de grano fino, más duros, resistentes y menos plásticos que los que se producen con una difusión completa. Este tratamiento se logra enfriando al aire las piezas. En efecto, un acero en estado austenítico (a 700-900 ºC), al ser retirado del horno y colocado a temperatura ambiente, sufrirá un enfriamiento muy rápido en un comienzo, cuando la diferencia de su temperatura con la del ambiente es muy grande. Luego, al irse enfriando, el gradiente térmico va disminuyendo y la transformación eutecoide antes mencionada (a 727 ºC) se produce normalmente.

Si, por el contrario, el enfriamiento desde el estado *y* hasta la temperatura ambiente se hace violentamente puede impedirse completamente la difusión atómica y todo el carbono disuelto en el estado *y* queda retenido en la solución sólida a sobresaturada. Se producen cristales de solución sólida α sobresaturados en carbono. La transformación cristalográfica γ-->α se hace a temperaturas más bajas. La reacción eutectoide queda suprimida y el retículo cristalográfico (solución a) sufre una gran distorsión que se traduce en dureza, fragilidad, resistencia mecánica estática y gran resistencia a la abrasión. Este tipo de enfriamiento se logra sumergiendo las piezas en un medio de gran disipación térmica que acelera el enfriamiento, desplazando la transformación hasta las zonas inferiores del diagrama. El proceso se llama tratamiento térmico de temple **martensítico.** La estructura cristalográfica consta de agujas finas de martensita (solución sólida sobresaturada de carbono en hierro a) agrupadas en haces que, a su vez, forman ángulos de 60° con otras formaciones similares (ver figuras 11.20 y 11.21). ,

En las aleaciones hierro-carbono con estructura cristalográfica muy compleja (como los aceros que contienen muchos elementos de aleación) es posible retener a temperatura ambiente la fase estable a alta

temperatura: la austenita (solución sólida de carbono en hierro γ). Son los aceros austeníticos y la transformación se denomina temple de **retención de fase.** La estructura metalográfica muestra granos poligonales como se observa en la figura 11.30.

Si se calienta un acero templado o normalizado hasta la temperatura correspondiente al estado austenítico (γ) y se enfría lentamente (ej.: dentro de un horno), volveremos a encontrar la estructura estable del eutectoide (concentración en carbono correspondiente al punto S), eutectoide más solución sólida α (contenidos menores en carbono) o eutectoide más compuesto intermetálico (para tenores mayores de carbono) (ver figuras 11.12 11.18 y 11.24). Este tratamiento térmico se llama recocido y produce materiales con las propiedades normales correspondientes a las fases que contienen; Así a mayor cantidad de granos de solución sólida, más blando y plástico; a mayor cantidad de eutectoide, más resistente; con presencia de una red de compuesto intermetálico: frágil.

Con esta descripción del diagrama Fe-C hemos querido ejemplificar los tratamientos térmicos basados en las transformaciones estructurales en estado sólido, la posibilidad de dificultar tales transformaciones, evitarlas parcialmente, o suprimirlas. Esto es posible gracias a la lentitud de la difusión atómica en estado sólido.

Otra aleación que admite el tratamiento de recristalización alotrópica es el Cu-Al en las composiciones comprendidas entre el 9,4 y el 15,6% Al. Ver figura 6.2. Durante la solidificación se forma primeramente una solución sólida β que sufre transformaciones durante su enfriamiento ulterior, dando como resultado aleaciones hipoeutectoides como la I de la fig. 6.2., eutectoides, como la II, e hipereutectoides, como la **III.**

Para cambiar la estructura y las propiedades de una aleación Cu-Al puede realizarse un tratamiento de recristalización. Acá, por presentarse cambios de estructura con la variación de la temperatura, puede hacerse la recristalización, por simple calentamiento y enfriamiento. De la velocidad de enfriamiento depende la estructura y propiedades obtenidas.

RECOCIDO (Enfriamiento lento, dentro del horno)

Si calentamos la aleación I (fig. 6.2.) hasta 900° C, obtendremos solución sólida 0, como único constituyente. Enfriando luego la aleación con una velocidad sumamente baja, se segrega primeramente la solución

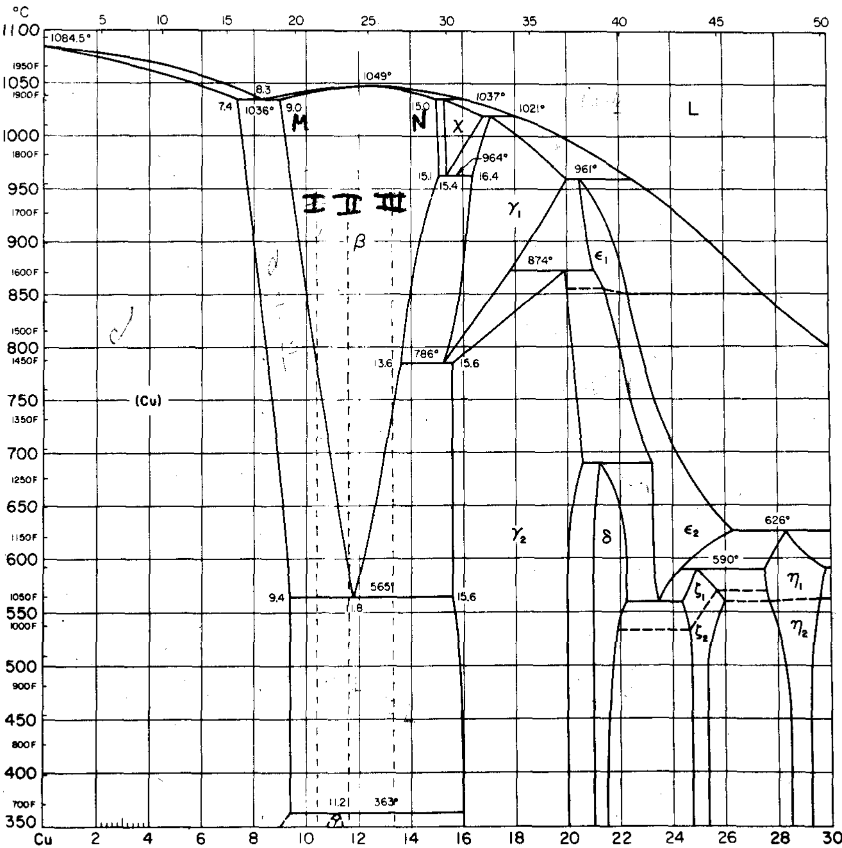
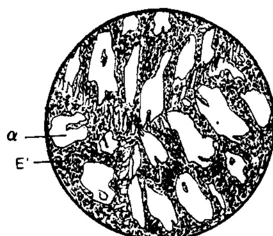


Diagrama de equilibrio Cu-Al

Figura 6-2

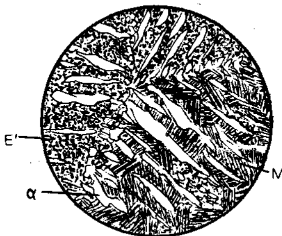
sólida α y luego el eutectoide $\alpha + \gamma_2$. Los granos α tienen la posibilidad de conformarse debidamente en forma más o menos equiaxial. Cuanto más lento sea el enfriamiento en la zona de precipitación del constituyente α, más grandes serán estos granos, y más plástico el material. Ver figura 6.3.

Si efectuamos el mismo tratamiento a la aleación II, obtendremos como producto final el eutectoide $\alpha + \gamma_2$. Por último, la aleación III producirá durante el enfriamiento lento cristales del compuesto intermetálico γ_2 y eutectoide $\alpha + \gamma_2$.



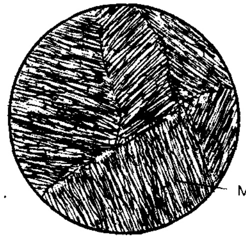
Cu-Al 10,5% Al
Recocido

Figura 6-3



Cu-Al 10,5 % Al
Normalizado o colado

Figura 6-4



Cu-Al 10,5 % Al
Templado

Figura 6-5

NORMALIZADO (Enfriamiento al aire)

Si calentamos la aleación I (figura 6.2.) a 900º y una vez homo¬geneizada la fase *ti* obtenida, sacamos el material al aire, habrá una velocidad de enfriamiento relativamente grande en un comienzo, cuando se nuclea la solución sólida a. Por lo tanto sus granos no se con-

formarán como en el caso del recocido, tomando una forma acicular. Figura 6.4. y 11.47.

La matriz será en parte eutectoide $\alpha + \gamma_2$ y en parte martensítica. Con espesores finos se logra en el normalizado una matriz completamente martensítica. Como se ha explicado más arriba, ésta es una estructura acicular, producto de transformación incompleta, por falta de difusión atómica. (En el párrafo siguiente de "Temple", se explica la formación de la martensita con mayor detalle). Normalizando la aleación II (fig. 6.2.) se obtiene una estructura de eutectoide $\alpha + \gamma_2$ ' mezclada con mayor o menor cantidad de martensita. También se puede obtener martensita pura en caso de encontrarse impedida la di¬ triz es de eutectoide fino con cantidad variable de martensita. La cantidad de martensita formada depende de la velocidad de enfriamiento y la mayor o menor facilidad de difusión atómica de la aleación. Cuando se fabrican las piezas de Cu-Al directamente de colada se obtienen estructuras de normalizado, se puede regular la estructura de la matriz por ejemplo desmoldando en caliente para evitar la formación del eutectoide y tener una matriz martensítica.

TEMPLE

Si calentamos cualquiera de las aleaciones citadas (I, II ó III, fig 6.2.), por arriba de las líneas ME'N, o sea hasta obtener constituyente β puro y la enfriamos en un medio de alto valor de disipación térmica (ej. agua) se produce la transposición cristalográfica β --> α, pero estos cristales a no se nuclean en borde de los granos β, pues con esta velocidad de enfriamiento rio "existe posibilidad de difusión atómica. Se forma el constituyente martensita: cristales de solución sólida a sobre los planos cristalográficos del material madre: β. Son grupos de placas paralelas entre sí, formando ángulos de 60° con otros grupos de cristales. El aspecto al microscopio es de una estructura acicular como lo muestra la figura 6.5. Además, la falta de difusión impide la segregación de los átomos disueltos, de modo que los cristales α contendrán en solución sobresaturada todos los elementos que son solubles en la fase β. Esto

distorsiona su retículo cristalográfico, otorgándole dureza y resistencia a la abrasión. La transformación sin difusión se llama transformación martensítica y la estructura obtenida en esta aleación se denomina 0'.

Con mayores velocidades de enfriamiento y gran cantidad de elementos de aleación (que también dificultan los movimientos atómicos) se logra retener la fase β a temperatura ambiente. Este tratamiento se denomina temple de retención de fase.

RECRISTALIZACION CON DEFORMACION PLASTICA PREVIA

¿En las aleaciones que no sufren transformación en estado sólido no es posible eliminar una estructura defectuosa por simple calentamiento y enfriamiento. Es necesario introducir en el material una determinada cantidad de energía ΔF^* según se describe en el capítulo 2 (figura 2.1) para posibilitar la recristalización. Esta energía se introduce en forma de deformación plástica en frío (ej.: laminación, trefilación, estampado, etc.). Luego se calienta el material para conferir a los átomos la posibilidad de difusión. En los bordes de grano de la estructura madre se nucle¬an los granos nuevos alrededor de las impurezas allí alojadas (ver figuras 2.3, 11.3, 11.4 y 11.5). En efecto, la nucleación exige un germen inicial de radio mayor que r* según se ha explicado en el capítulo 2 (figura 2.1). Las impurezas existentes en los bordes de los granos proveen estos gérmenes. Los nuevos granos formados crecen en forma equiaxial y proporcionan una estructura de equilibrio estable. Si después de obtenida la recristalización total seguimos calentando el material, los granos crecerán. Desaparecerán los granos pequeños y quedará un material con menor cantidad de granos y éstos serán más grandes. En efecto, todo sistema físico tiende a avanzar en sentido tal como para alcanzar un estado de equilibrio más estable, o sea disminuir su energía interna total. E1 cristal, o sea el grano, posee un nivel energético menor que el borde de grano; y en las estructuras de grano grande hay una proporción mayor de cristal respecto del borde de grano que en las estructuras de grano fino. Es por eso que, manteniendo al sistema en las condiciones físicas de movilidad atómica (temperatura), se efectuará un crecimiento de

granos que trae aparejado el aumento de plasticidad y la disminución de resistencia del material.

Los granos equiaxiales así formados ostentan a veces huellas de la deformación plástica que han sufrido. Son las maclas que aparecen en forma de franjas paralelas. En el capítulo 7 se trata en detalle este fenómeno (ver figuras 2.4 y 11.38).

En aleaciones que no sufren transformaciones alotrópicas la recristalización se efectúa con los siguientes pasos:

Deformación plástica -> Recuperación -> Recristalización ->Crecimiento

Las estructuras cristalográficas de deformación plástica (figuras 2.3 y 11.37) aparecen turbias, pues la distorsión del retículo cristalográfico puede elevar el nivel energético de los granos hasta el valor que existe en los bordes de grano, lo que dificulta el ataque diferencial de los límites de grano de las muestras metalográficas. Durante el calentamiento posterior comienzan por eliminarse en primer término las tensiones residuales elásticas, sin efectuarse aún nucleación alguna. A esta parte del tratamiento se la denomina recuperación, después de la cual los granos siguen teniendo la misma forma anterior (figuras 2.3 y 11.40) pero la estructura resulta más nítida (menor cantidad de tensiones dentro del grano). Siguiendo el calentamiento se nuclean los granos nuevos en los bordes de grano de la estructura anterior. Es la recristalización que prosigue hasta absorber toda la estructura deformada. Si continuamos el calentamiento tendremos un crecimiento de grano.

ENDURECIMIENTO POR PREPRECIPITACION

Este tratamiento es aplicable a los materiales que en su diagrama de equilibrio ostentan una estructura de solución sólida parcial con disminución de la solubilidad en estado sólido. La figura 3.21 es un ejemplo típico de este caso, la línea GM marca la disminución de la solubilidad de B en A con la disminución de temperatura y la aleación N° 2 es la

más apta para este proceso. El aspecto metalográfico de esta aleación en su estado de equilibrio es el que muestra la figura 3.37: cristales equia¬ xiales de solución sólida α y una segunda fase en los bordes de grano provenientes de la segregación del material que al pasar la línea GM durante el enfriamiento se ha hecho insoluble (figura 3.21) E1 tratamiento consiste en calentar la aleación hasta la temperatura T_2 solubili¬ zando así toda la segunda fase. Se efectúa luego un enfriamiento brusco para retener a temperatura ambiente la estructura monofásica a blanda, dúctil y maquinable. Se fabrica la pieza en este estado y luego se la somete a un **ligero calentamiento.**

Durante este calentamiento se confiere una pequeña movilidad a los átomos que forman gérmenes pero no llegan a formar núcleos de la segunda fase ni migran al borde de grano. Los gérmenes formados, denominados también "pre-precipitados", distosionan el retículo cristalográfico alrededor de ellos, generando zonas llamadas de "Guinier-Preston", que aumentan la dureza, resistencia y el límite elástico del material sin introducir interfase alguna. Las aleaciones Cu-Be y Al-Cu son ejemplos típicos de su aplicación. La última parte del proceso es muy critico pues con un calentamiento excesivo se nuclea la segunda fase y se crean las interfases que absorben toda distorsión del retículo y el material se vuelve a ablandar con el agravante de la aparición de la interfase. El endurecimiento por precipitación se llama también tratamiento de envejecimiento. Sus pasos son:

Calentamiento de solubilización --> Temple de retención de estructura monofásica --> Fabricación de la pieza --> Calentamiento de prepre¬ cipitación.

La "fabricación de la pieza" puede hacerse por conformación plástica o mecanizado. Puede intercalarse en otra etapa del proceso, según las propiedades del material.

Como puede observarse, los tres tipos de tratamientos considerados se aplican en momentos distintos de la fabricación de las piezas:

a) Los tratamientos térmicos de recristalización alotrópica pueden aplicarse al material o a las piezas terminadas;

b) Los tratamientos de recristalización con deformación previa deben aplicarse al material semielaborado; y

c) Los tratamientos de endurecimiento por precipitación, en cambio, forman parte de los procesos de fabricación.

Observando los diagramas de equilibrio, puede deducirse la posibilidad de aplicación de los diversos tratamientos térmicos a las aleaciones correspondientes.

7

Deformación plástica de los metales

Cuando a temperatura ambiente se ejerce una solicitación sobre un material metálico éste sufre una deformación. Si la intensidad de la carga aplicada es de pequeño valor, una vez que cesa el esfuerzo el material recupera su forma primitiva. A este tipo de deformación de la denomina deformación elástica.

Con cargas aplicadas de mayor valor el material no recupera su forma primitiva y se dice que ha sufrido una deformación plástica.

En este último caso la carga aplicada produce, además de la deformación permanente citada, una deformación elástica adicional que se recupera al retirar la carga. La figura 7.1 es un esquema simplificado de este proceso.

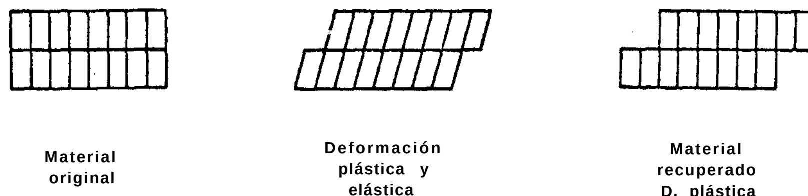


Figura 7-1

Pero como las aleaciones industriales son policristalinas, o sea que están constituidas por un gran número de granos de distinta orientación cristalográfica, esta recuperación se ve dificultada en algunos granos, que quedan anclados por los granos vecinos. Por esta causa, luego de la deformación plástica los materiales quedan con una cierta cantidad de tensiones, denominadas tensiones residuales, que se deben a la deformación elástica no recuperada a la temperatura de trabajo. Es necesario someter al material a un calentamiento para liberar estas tensiones residuales. Este tratamiento se denomina recocido de destensionado.

En este capítulo abordaremos el estudio de la deformación plástica de los metales, su mecanismo, las propiedades que confiere a los materiales y la posibilidad de transformaciones ulteriores en el material a consecuencia de la deformación plástica sufrida.

Durante los procesos de deformación plástica el retículo-cristalográfico de la aleación sufre una distorsión que aumenta la energía interna del material. Este aumento suministra la energía de nucleación de una nueva fase (ΔF) (capítulo 2), y en caso de que sobrepase un valor crítico (ΔF^*) la aleación puede recristalizar. Para que esto ocurra debemos

dotar a los átomos de una determinada movilidad, calentando la aleación a una temperatura que depende del porcentaje de deformación. La temperatura mínima requerida para este fenómeno se denomina temperatura de recristalización de la aleación. Cuando la deformación plástica se realiza por debajo de la temperatura de recristalización de la aleación, se tiene un proceso de **deformación plástica en frío.** Cuando, en cambio, se hace a una temperatura superior a la misma, el material recristaliza durante la deformación y a este proceso se lo denomina **deformación plástica en caliente.**

MECANISMO DE LA DEFORMACION PLASTICA

La deformación plástica de las aleaciones metálicas se realiza mediante dos procesos sucesivos y alternados: el **deslizamiento** y el **maclado.** El primero se efectúa gracias a la orientación favorable de determinados planos cristalográficos y el segundo es un movimiento atómico tendiente a ubicar los planos cristalográficos en posición favorable para el deslizamiento ulterior.

DESLIZAMIENTO

Mecanismo aparente

Al ejercer una solicitación sobre un material metálico aparentemente desliza parte de su edifico cristalográfico con relación a otra, a lo largó de un plano cristalográfico determinado, llamado de deslizamiento preferencial. Los planos de deslizamiento preferencial son los más densamente poblados y los que distan más de los planos adyacentes paralelos. En cada sistema cristalográfico tenemos un número fijo de planos de deslizamiento preferencial. El sistema cúbico de caras centradas posee el mayor número de planos en estas condiciones. Le sigue el cúbico de cuerpo centrado y luego el hexagonal compacto (ver figura 7.2).

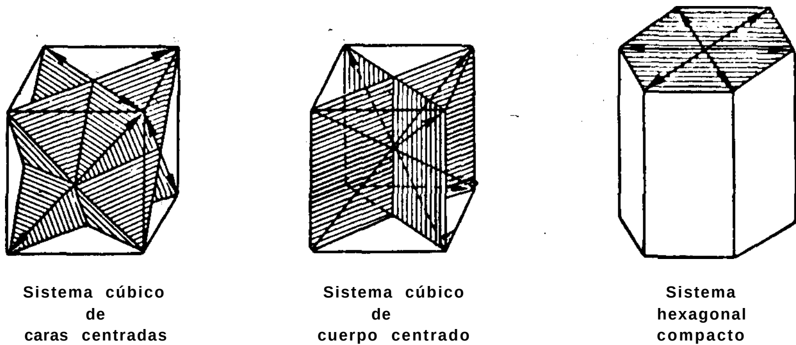


Figura 7-2 Planos de deslizamiento preferencial

Como puede observarse, la mayor cantidad de planos de deslizamiento se encuentra en los metales que cristalizan en el sistema cúbico de caras centradas. Por ello los metales, como el cobre, el aluminio, la plata, etc., que cristalizan en este sistema, son los más plásticos.

De acuerdo a este mecanismo el esfuerzo necesario para producir un deslizamiento es sumamente grande, puesto que se debe vencer la fricción interna a lo largo de todo el plano de deslizamiento durante la deformación. En la práctica no se confirma esta condición, puesto que los materiales resultan alrededor de mil veces más plásticos (menos resistentes) que lo previsible de acuerdo a esta teoría.

A la luz de los estudios de la física del sólido se ha examinado el retículo cristalográfico de los metales y se pudo dilucidar el problema.

Mecanismo real

En el capítulo 1 hemos mencionado que el retículo cristalográfico de los metales contiene algunas imperfecciones denominadas "defectos de la red". Existen defectos puntuales denominados vacancias, que son puntos del retículo no ocupados por átomo alguno. Otro defecto es el de las dislocaciones que se deben a planos atómicos incompletos en la red. Obsevando el cristal desde el lado opuesto, puede considerarase que existen semiplanos extra insertos en la red. La última hilera de átomos, de este semiplano extra se denomina dislocación. Las dislocaciones son, pues, defectos lineales. Luego tenemos los defectos superficiales o bordes de grano y los de volumen o fallas de apilamiento.

Las dislocaciones pueden desplazarse dentro del retículo cristalográ-

fico como consecuencia de un esfuerzo ejercido sobre el material. La figura 7.3 (a) representa una dislocación. Al ejercer un esfuerzo en el sentido de las flechas, los átomos de la hilera 4 deshacen su compromiso con los de la hilera superior (4') y lo rehacen con los átomos que anteriormente constituyeron la dislocación (5'). De este modo la dislocación se ha desplazado una unidad de distancia interatómica: figura 7.3 (b). Este mecanismo se repite hasta que la imperfección del retículo sale a la superficie de la pieza y se produce la deformación plástica en el material: figura 7.3 (c).

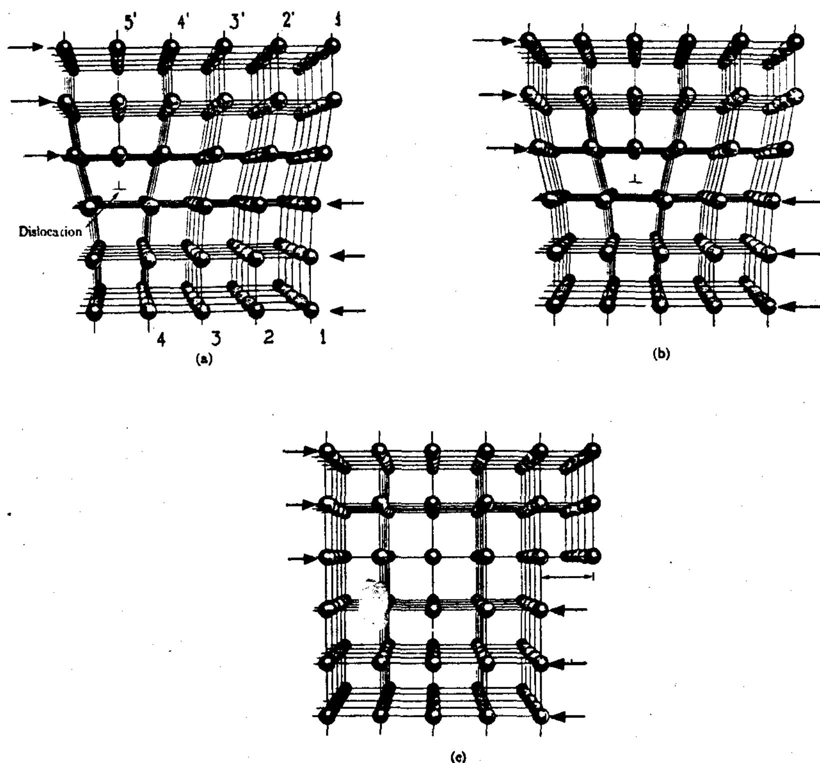


Figura 7-3

De este modo, la perturbación no ocurre simultáneamente a lo largo de todo el plano cristalográfico, sino que avanza como un "frente de onda" afectando simultáneamente tan sólo a una hilera de átomos. Se explica así que no se necesite entregar la energía correspondiente a la fricción interna de un plano atómico para producir la deformación plástica de las aleaciones metálicas.

En el material existen dislocaciones antes de producir la deformación. Son las denominadas dislocaciones de colada. Cuando se han desplazado las dislocaciones de colada, el esfuerzo debe crear nuevas dislocaciones que también progresan con la deformación. Esta es una de las causas que originan una mayor facilidad de deformación al comienzo que en una segunda etapa de la aplicación de la fuerza.

Como en el retículo cristalográfico las distancias interatómicas tienden a mantener un valor constante, los átomos que rodean la zona de una dislocación, de menor densidad atómica, se acercan a ella. Por otra parte, las dislocaciones crean en su zona menos poblada, centros de atracción de los átomos disueltos en la red, en forma intersticial. Sin embargo, estos "intersticiales" no siempre pueden ingresar en la zona de la dislocación y quedan en sus adyacencias rodeándola y, por lo tanto, la bloquean, dificultando su desplazamiento. Cuando la solicitación supera este bloqueo, la dislocación progresa y deja atrás la "nube de intersticiales", cuya presencia en el lugar constituye parte de la causa de la acritud o endurecimiento por deformación plástica, también denominada consolidación mecánica. Cuando la consolidación mecánica impide que la deformación prosiga a lo largo de un plano determinado, se habilita otro plano de deslizamiento. La distorsión se extiende a toda la red y por lo tanto se necesita cada vez mayor energía para proseguir la deformación.

Los planos de deslizamiento preferencial en el sistema cúbico de caras centradas son los de índice de Miller (111). En el sistema cúbico de cuerpo centrado, en cambio, son los (110) y en el hexagonal compacto los (001) (ver figura 7.2). De los diversos planos que responden al índice de Miller preferencial, deslizará primeramente aquel que forme un ángulo de aproximadamente 45° con el esfuerzo aplicado. En efecto, la tensión aplicada puede descomponerse en tensión normal Fn y ten-

sión tangencial Fs o de corte (figura 7.4). Esta última es la que rige la deformación plástica y es máxima para el valor máximo de sen 2φ. Esto se cumple para el valor de φ=45° (ver figura 7.4).

$$\frac{Fs}{\delta} = \frac{F \cdot \cos\phi}{\alpha/\text{sen}\,\phi} = \frac{F}{\alpha}\,\text{sen}\,\phi\cos\phi = \frac{F}{2\alpha}\,\text{sen}\,2\phi$$

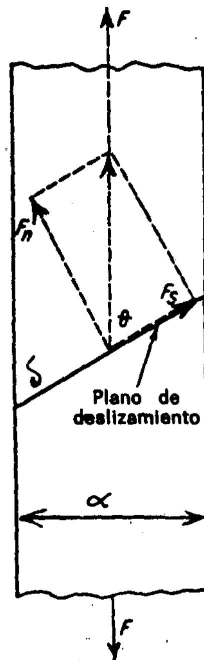


Figura 7-4

Como se ha mencionado, la tensión necesaria para iniciar el deslizamiento es menor que la que se necesita para continuarlo. Existe una "tensión mínima necesaria para iniciar el deslizamiento llamada tensión mínima de corte. Esta aumenta con:

a) el aumento de la cantidad de elementos de aleación,

b) la disminución de la temperatura; y

c) la deformación previa existente en el material.

El mecanismo de la deformación plástica se realiza mediante el movimiento de las dislocaciones dentro del retículo cristalográfico. Existen dos tipos de dislocaciones: dislocaciones de borde y dislocaciones helicoidales.

Las **dislocaciones de borde** están formadas por el segmento (AD) que forma el plano cristalográfico de deslizamiento ADMN con el semiplano de átomos extra ABCD insertos en la red (figura 7.5). Es el borde del semiplano mencionado. La dislocación AD es perpendicular al esfuerzo aplicado F. Se forma durante dicha aplicación y se mueve a raíz de ese esfuerzo. La línea de la dislocación es pues el borde frontal de la perturbación que avanza a lo largo del plano de deslizamiento (figura 7.5).

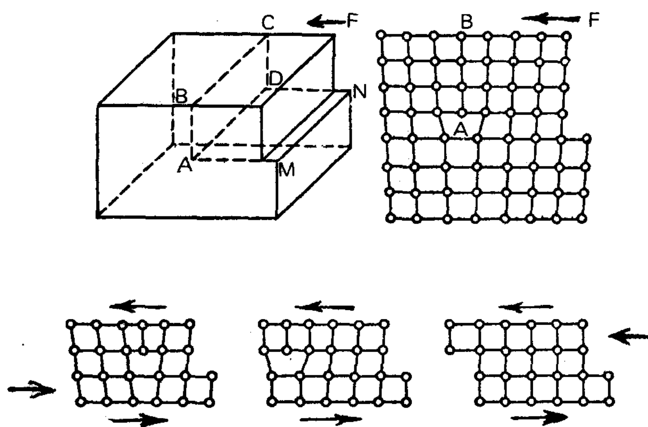


Figura 7-5 Dislocaciones de borde.

Algunas dislocaciones de borde existen antes de la deformación plástica. Son debidas a las irregularidades de solidificación. Se llaman dislocaciones de colada. El deslizamiento comienza generalmente por el movimiento de estas dislocaciones. Como ya se mencionó, ésta es una de las causas por las cuales la energía inicial para producir la deformación plástica es menor que la que se necesita para proseguirla.

Las **dislocaciones helicoidales** se forman cuando el desplazamiento afecta tan sólo a una parte del plano de deslizamiento. E1 segmento representativo de la dislocación es paralelo al esfuerzo aplicado, o sea al vector de cizallamiento (figura 7.6). Puede considerarse producto de un deslizamiento incompleto. Los átomos alrededor del segmento citado (que divide a los dos semiplanos: el deslizado y el fijo) se disponen en forma helicoidal. La red puede considerarse formada por un solo plano helicoidal.

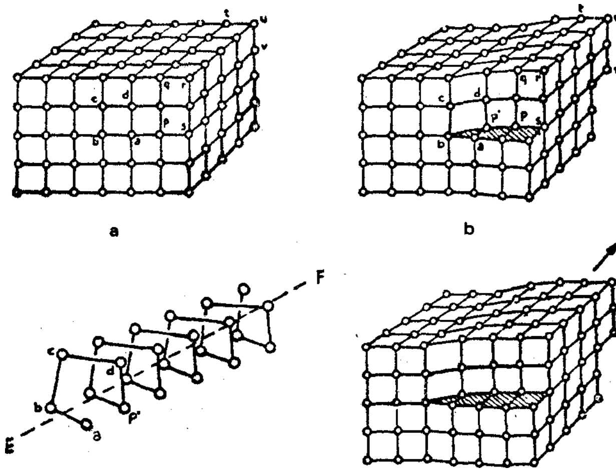


Figura 7-6

Dislocaciones helicoidales.

Ambas clases de dislocaciones ocurren simultáneamente y se combinan dando **dislocaciones compuestas.** La figura 7.7 muestra la dirección de avance de las dislocaciones. En ambos casos (a) y (b) al final del proceso el retículo toma la forma representada en (c). A consecuencia

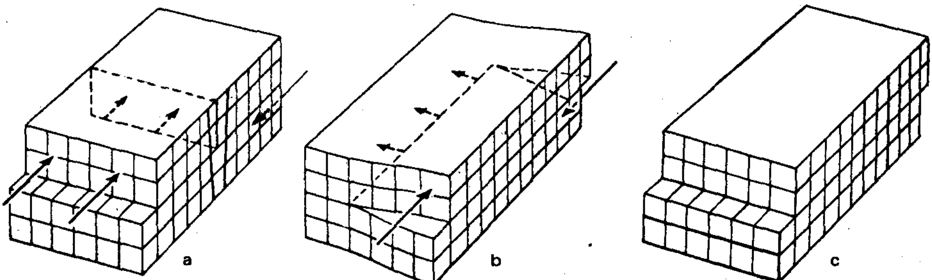


Figura 7-7

de un mismo esfuerzo, la dislocación puede avanzar en el mismo sentido del esfuerzo o en sentido contrario. Esto depende de la ubicación del semiplano extra inserto en la red (figura 7.8). Cuando avanza en sentido opuesto, es negativa. Si se encuentra una dislocación positiva con

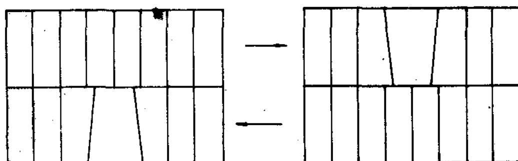


Figura 7-8

una negativa se neutralizan. Cada dislocación ocasiona un desplazamiento de un sólo espacio interatómico (4 a 5 x 10^{-8} cm).

La magnitud de los desplazamientos atómicos que se producen en una deformación plástica no puede explicarse con la cantidad de las dislocaciones de colada y las que se originan en el transcurso de la deformación. Debe haber una fuente adicional de dislocaciones que se agrega a las anteriores. El mecanismo de generación continua de dislocaciones de **Frank Read** explica esta diferencia:

Una dislocación anclada en sus extremos cede a las solicitaciones curvándose y dando una dislocación compleja (de borde y helicoidal) (ver figura 7.9). Al unirse las curvas x e y tenemos dos dislocaciones he-

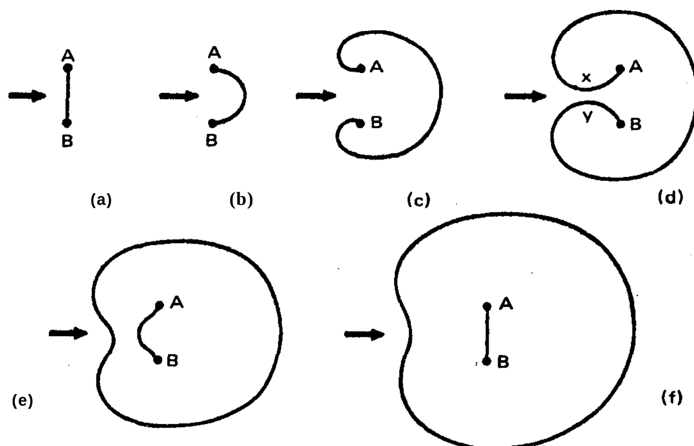


Figura 7-9 Fuente de Frank - Read

licoidales puesto que avanzan perpendicularmente al esfuerzo. Estas dos dislocaciones son de signo contrario y por lo tanto, al tocarse, se anulan dejando una dislocación lineal AB igual a la inicial. De este modo, actuó la dislocación inicial y después del desplazamiento que produjo, creó automáticamente una dislocación nueva. Así la teoría de Frank Read explica la gran plasticidad de los metales.

Con el mecanismo de Frank Read puede también explicarse el fenómeno de endurecimiento por precipitación, de la siguiente forma:

a) En el estado inicial la matriz es blanda, con una segunda fase en los bordes de grano. Con el tratamiento de solubilización de la segunda fase se obtiene una matriz algo más dura por los átomos solutos en solución sólida sobresaturada. En este estado, ejerciendo un esfuerzo, las dislocaciones pueden seguir aún avanzando y por lo tanto es posible fabricar la pieza por deformación plástica (ver figura 7.10a).

b) Después del revenido de precipitación, las partículas de soluto son mayores y dificultan más el avance de la dislocación. El material adquirió su estado de mayor dureza (figura 7.10b).

c) En el estado de sobrerevenido aparece de nuevo la segunda fase. Las partículas extrañas son más voluminosas aún y la matriz se ablanda. Las dislocaciones se arquean, rodean a las partículas, se anulan y dejan una nueva dislocación igual a la anterior (figura 7.10c).

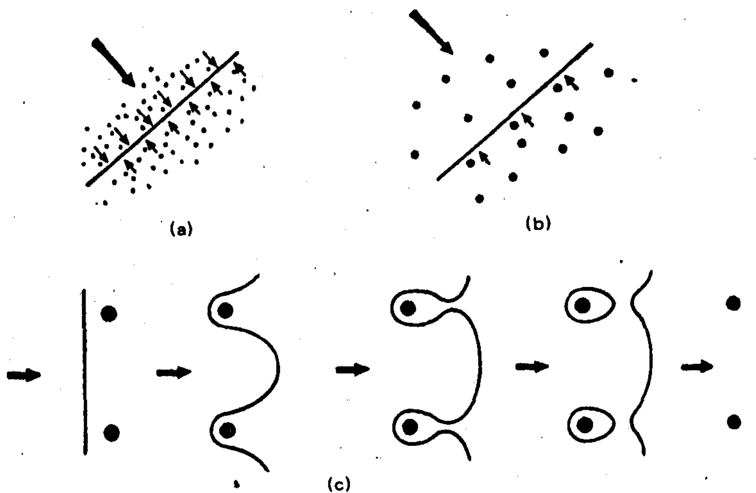


Figura 7-10

MACLADO

¿El maclado es un mecanismo que proporciona planos de deslizamiento con orientación favorable para la deformación plástica ulterior. Aparentemente es un cambio de orientación de una parte de un plano cristalográfico. El mecanismo real del maclado es una serie de desplazamientos de planos atómicos en forma paralela a un plano específico denominado plano de la macla. La magnitud del desplazamiento de cada plano es una fracción de distancia interatómica y es proporcional a su distancia al plano de la macla. Así, en la figura 7.11 el átomo en U se desplazó 1/3 de parámetro en forma paralela al plano de macla MN; el átomo en W se desplazó 2/3 y el átomo en Y se desplazó 3/3 de parámetro. Dos planos simétricos respecto al plano

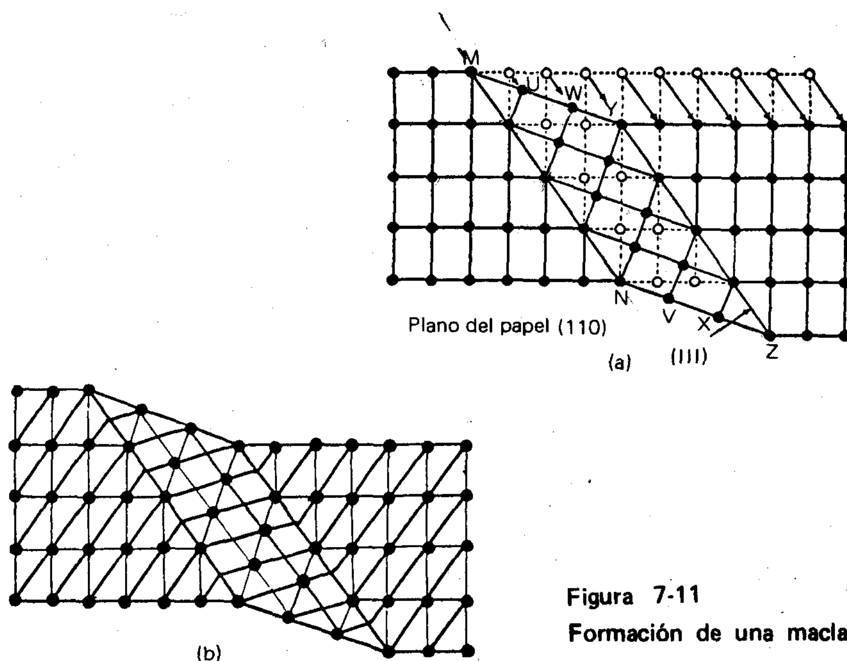


Figura 7-11
Formación de una macla.

de la macla son uno la imagen especular del otro. La red cristalográfica queda dividida en dos partes con diferente orientación. La figura 7.11 ilustra el retículo de un cristal maclado. En la estructura metalográfica la macla aparece en forma de una franja dentro del grano, de color más claro o más oscuro que el resto del grano (ver figura 11.38). Esta diferente coloración se debe a la distinta orientación cristalográfica

de esa zona del grano por lo cual en el plano de observación ofrece una densidad atómica diferente al reactivo de ataque. La zona con mayor densidad atómica se colorerá más oscura y la de menor densidad más clara.

Existen dos clases de maclas: las maclas de deformación plástica o mecánicas y las maclas de recocido. Las primeras se forman durante el trabajado mecánico de los metales, como paso intermedio entre dos procesos de deslizamiento. Cuando todos los planos paralelos de un sistema de planos cristalográficos de deslizamiento preferencial se han consolidado, se habilita para el deslizamiento otro sistema de planos. Si éste no se encuentra ubicado de manera favorable para deslizar, se producirá una macla. Mediante el maclado se generan planos de deslizamiento en posición favorable respecto del esfuerzo aplicado!. Las maclas mecánicas se producen frecuentemente en los metales que cristalizan en el sistema cúbico de cuerpo centrado y en el hexagonal compacto. La segunda clase de maclas o macla dé recocido se denomina también macla de crecimiento. Se forma después de la recristalización, debido a la deformación plástica que experimenta el material, durante el mecanismo de crecimiento de grano.

DEFORMACION EN FRIO

Propiedades de las aleaciones deformadas en frío

Las aleaciones de uso industrial son policristalinas. Esto significa que están formadas por numerosos granos de diferente orientación cristalográfica. El comportamiento de los materiales durante la deformación plástica es función de esta propiedad.

Orientación preferente Después de un trabajado en frío los granos de los materiales metálicos se alargan y orientan sus planos cristalográficos más densamente poblados según la dirección del esfuerzo en la deformación por tracción y en forma perpendicular a él en la compresión. Esto origina propiedades vectoriales en la aleación. Así, por ejemplo, la resistencia mecánica aumenta en la dirección longitudinal y disminuye en la

dirección transversal de la estructura. Este efecto se ve aumentado por la reubicación y el alargamiento de algunas fases y de las impurezas insoluoles (inclusiones) que se encuentran alojadas en los bordes de los granos. Las figuras 11.3 y 11.37 muestran la estructura metalográfica de dos materiales deformados en frío.

Acritud A consecuencia de una deformación plástica en frío practicada en el material, se produce una disminución de la plasticidad y aumento de la resistencia mecánica en los planos de deslizamiento, en los bordes de grano y en los sitios en que las dislocaciones encuentran obstáculo a su paso. Estos obstáculos pueden ser bordes de grano, átomos extraños o intersecciones de varios planos de deslizamiento. Como ya se ha mencionado, el movimiento de las dislocaciones deja atrás la atmósfera de intersticiales que las bloqueaba parcialmente y esta atmósfera produce irregularidades en el retículo cristalográfico, aumentando la acritud del material. Se dice también que la aleación sufrió una consolidación mecánica.

La velocidad a la cual se aplica la deformación puede influir en la acritud obtenida!

a) A bajas temperaturas la velocidad de aplicación del esfuerzo influye poco en la acritud obtenida;

b) A temperaturas intermedias, dependiendo ésta de la aleación particular a deformar, si aplicamos el esfuerzo muy lentamente obtendremos menor acritud en el material porque damos tiempo suficiente para que se produzca durante el proceso la recuperación de las tensiones elásticas introducidas con la deformación. A altas velocidades de deformación no hay tiempo para producir la recuperación mencionada;

c) A temperaturas más altas, por encima de la temperatura de recristalización, nuevamente deja de influir la velocidad de la aplicación del esfuerzo, puesto que no tenemos acritud alguna porque el material recristaliza. Por otra parte, este tercer caso no pertenece ya a los fenómenos de deformación en frío.

Dureza Durante la deformación plástica aumenta la dureza del material y disminuye su **ductilidad.** Ambas variaciones son más marcadas en el primer 10% de la deformación total. La dureza aumenta en parte por la rotura de los granos y la aparición de los subgranos con el aumento consecuente de la cantidad de borde de grano formado. En un metal deformado el diámetro de los subgranos puede estar entre 200 y 400 A.

Límite de fluencia - límite de rotura ¿ Como consecuencia del trabajado en frío aumentan ambos valores, pero más el **primero** que el segundo] Por lo tanto, los materiales en estado de acritud poseen alto límite elástico. Durante el proceso de deformación plástica esto puede resultar un inconveniente, pues se debe sobrepasar el **punto** de **fluencia pero** no el límite de rotura y si el intervalo entre ambos es muy pequeño, **la** aplicación de la carga requiere un **control muy riguroso.**

Conductividad eléctrica Los materiales deformados poseen valores bajos de conductividad. Esta disminución de conductividad se acentúa con la presencia de elementos de aleación.

Resistencia a la corrosión La corrosión es un proceso electroquímico. El metal o porción de metal que actúa como ánodo es el que sufre la disolución electrolítica o corrosión. En este proceso, la cantidad de material separado es proporcional a la densidad de corriente. Si se tienen pequeñas supeficies anódicas la densidad de la corriente frente a ellas es mayor y la cantidad de material corroído aumenta. Por lo tanto cuanto menor es la superficie del ánodo respecto del resto del material, tanto más intensa será la corrosión sufrida. Aún en los metales monofásicos existen áreas anódicas y catódicas. En general las zonas de nivel energético menor (de equilibrio más estable) son catódicas y no se corroen. Así los planos más densamente poblados y las superficies que contienen estructuras estables quedan sin atacar, mientras que los bordes de grano y zonas tensionadas sufren corrosión. Con la deformación plástica disminuye la resistencia a la corrosión de las aleaciones, pues los bordes de granos y los planos de deslizamiento aumentan considerablemente su energía interna y, por lo tanto, su reactividad química. Por otra parte la rotura de los granos origina la aparición de nuevas zonas anódicas en los bordes de los subgranos que se corroen.

La densidad disminuye algo con la deformación plástica por el aumento del número de dislocaciones en el material. Así, en una aleación deformada tenemos 10^6 -10^8 dislocaciones/cm^3, que después de una deformación severa puede ascender a 10^{12} dislocaciones/cm^3.

Las propiedades magnéticas varían también con la deformación en frío de los materiales. En el hierro aumenta la fuerza coercitiva y disminuye la permeabilidad magnética con la deformación. La inducción residual,

en cambio, disminuye con deformaciones leves y aumenta con rangos altos de deformación.

RECRISTALIZACION

Los metales puros y las aleaciones que forman solución sólida están formados por constituyentes metalográficos denominados de "nucleación y crecimiento". En ellos podemos cambiar una estructura inconveniente por otra con el tratamiento denominado de "Recristalización con deformación plástica previa". Los pasos de este tratamiento son:

Deformación --> Recuperación --> Recristalización --> Crecimiento

Ya nos hemos ocupado del mecanismo de la deformación plástica.

Recuperación Consiste en la eliminación de las tensiones residuales de tipo elástico. Se logra con calentamientos a bajas temperaturas. Se produce a causa del aumento de la amplitud de las oscilaciones térmicas de los átomos. La estructura metalográfica sigue mostrando los granos deformados, como sé ve en la figura 11.40, pero aparece más nítida. En efecto, el ataque metalográfico es un "ataque diferencial" que trata de poner de manifiesto los bordes de los granos. En las estructuras en equilibrio esto es posible pues la energía interna y por consiguiente la velocidad de reacción en los bordes de grano es mucho mayor que en los granos. No ocurre lo mismo en la estructura deformada, donde el grano aumentó su energía a causa de la distorsión de su retículo cristalográfico, apareciendo turbia toda la estructura (ver figura 11.41). En el material recuperado, al eliminar parte de la distorsión se hace más nítida la estructura. La aleación puede ablandarse algo a consecuencia de este alivio de tensiones. No obstante a veces se produce un ligero flujo plástico que acompaña al proceso. Este flujo plástico implica un pequeño aumento de resistencia y dureza, contrarrestando el ablandamiento citado.

Recristalización Si seguimos calentando el material deformado, en determinados Tugares del retículo denominados centros de nucleación se produce una reordenación atómica nucleándose un grano nuevo en estado de equilibrio. Esto ocurre solamente cuando la deformación previa

de la aleación supera un valor crítico. Estos valores están tabulados en porcentaje de reducción de sección. La recristalización ocurre en sitios que cumplen con los requisitos de ΔF^* y r^*. según se ha visto en el capítulo 2:

$$\Delta F = \overset{(+)}{\Delta F_{(sup)}} + \overset{(-)}{\Delta F_{(vol)}} + \overset{(+)}{\Delta F_{(deform)}}.$$

Esto ocurre en los bordes de grano que contienen impureza que constituyen los centros de nucleación. Por encima de la deformación crítica, para cada porcentaje de deformación existe una temperatura de recristalización que se necesita para compensar el término de $\Delta F_{(deform)}$ que toma valores altos en la red deformada por la acritud que ésta presenta. A medida que aparecen los pequeños granos equiaxiales baja la dureza del material y aumenta la conductividad eléctrica (ver figura

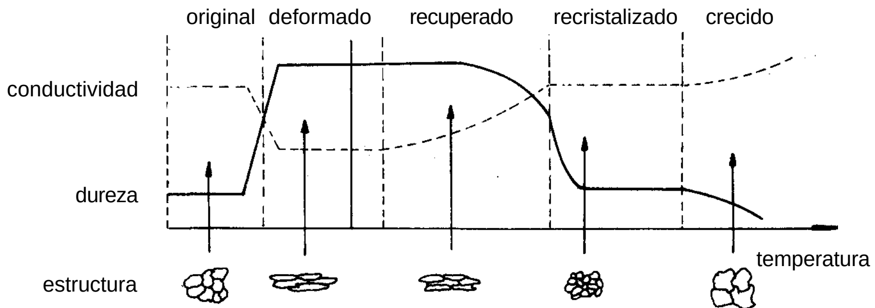


Figura 7-12 Proceso de recristalización

7.12) Finalmente toda la estructura queda recristalizada: formada por granos equiaxiales en estado de equilibrio estable.

La **temperatura de recristalización** disminuye con el aumento del porcentaje de deformación y. con el tiempo de permanencia. Existen dos modos de definirla:

1) la menor temperatura a la cual se produce un 100% de recristalización ; y

2) la temperatura a la cual un material con deformación severa recristaliza totalmente con una hora de calentamiento. Este es el más usado en la práctica.

Damos a continuación una lista de temperaturas de recristalización de algunos metales. Como se ve, los metales puros recristalizan a tempe-

raturas mucho más bajas que las aleaciones. Esto se comprende por la mayor posibilidad de difusión atómica y reordenación en los retículos cristalográficos regulares de los metales puros.

Cu 99,99	120 °C
Cu-5%Zn	315 °C
Cu - 5% Al	288 °C
Cu-2%Be	370 ºC
Al 99,999%	79 °C
Al 99%	288 ºC
Aleaciones de Al	315 °C
Metal Monel	593 ºC
Hierro electrolítico	398 °C
Aceros de bajo carbono	538 °C
Aleaciones de Mg	232 ºC
Zn	10 °C
Sn	(-44)°C

Una vez recristalizado el material, pierde toda su acritud y puede seguir deformándose con facilidad.

Tamaño de grano La recristalización es un fenómeno de nucleación y crecimiento. En algunos casos el proceso de nucleación se produce fácilmente. En otros es el proceso de crecimiento el que prima en la reacción. De la Velocidad relativa de ambos procesos (nucleación y crecimiento) depende el tamaño del grano final.

Con altas velocidades de nucleación y bajas velocidades de crecimiento de grano obtendremos muchos núcleos que darán una estructura de grano fino. En cambio, con condiciones contrarias, obtendremos materiales de grano grueso. Analizaremos los factores que influyen en ambos procesos.

a) Grado de deformación previa. A mayor grado de deformación previa se formara mayor cantidad de núcleos y obtendremos una aleación de grano más fino. Cuando se aplica el porcentaje de deformación crítica se producen pocos centros de nucleación y el material será de

grano más grueso. En la figura 7.13 se representa la variación del tamaño de grano final del cobre recristalizado en función del porcentaje de deformación y de la temperatura de calentamiento.

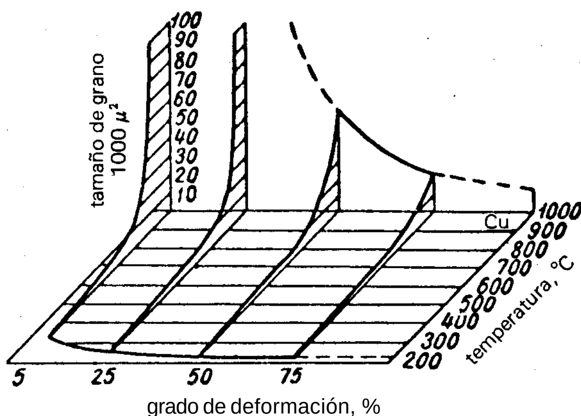


Figura 7-13
Recristalización del cobre

b) Velocidad de calentamiento. A mayor velocidad de calentamiento se obtienen estructuras de grano más fino pues se alcanza más rápido en todos los puntos de la red la condición energética de la recristalización. El proceso de nucleación se produce con mayor velocidad que el de crecimiento

c) Temperatura de recocido. Por encima de la temperatura de recristalización, a mayor temperatura se obtiene un material de grano más grueso. Prima el proceso de crecimiento sobre la nucleación por disminución de la rigidez en la red.

d) Tiempo de recocido. A mayor tiempo de mantenimiento a temperatura, mayor será el tamaño de grano obtenido. No obstante, existe un tamaño máximo de grano final para valores constantes de las demás condiciones.

e) Impurezas insolubles. Existen dos clases de impurezas insolubles en el metal sólido:

1) aquéllas que poseen una temperatura de solidificación mayor que el metal. Solidifican antes y nuclean la solidificación del metal, quedando aprisionadas en el centro de los dendritos. A mayor cantidad de estas partículas tendremos mayor velocidad de nucleación y grano final más fino.

2) las impurezas de temperatura de solidificación menor que la del baño metálico quedan aprisionadas en la última porción de metal que solidifica, o sea en los bordes de grano. Son las inclusiones. Su presencia

ancla a estos bordes de grano disminuyendo su velocidad de crecimiento. De modo que si bien las primeras afinan el grano por aumentar la velocidad de nucleación, estas segundas producen el mismo efecto por disminuir la velocidad de crecimiento. No obstante, cuando por la temperatura alcanzada, la energía de crecimiento supera este "anclaje", el grano crece violentamente y en poco tiempo alcanza el tamaño que tendría en esas condiciones sin la presencia de las inclusiones en borde de grano.

ESTRUCTURAS OBTENIDAS POR LA RECRISTALIZACION

En materiales monofásicos, después de un proceso de recristalización completa, se obtiene una estructura de granos equiaxiales como lo muestra la figura 11.1. Estos granos de forma poligonal son característicos de los metales puros y las soluciones sólidas. En algunos casos se notan las maclas de deformación ó de crecimiento, en forma de franjas paralelas dentro de los granos, como se ve en la figura 11.38. Las figuras 11.2, 11.3, 11.4 y 11.5 muestran el proceso de deformación plástica y recristalización de un acero de bajo carbono. Las figuras 11.36, 11.37 y 11.38 son las estructuras de un latón α colado, deformado y recristalizado respectivamente. La figura 11.39 es un latón con 37% Zn, en estado de colada. Por la gran velocidad de enfriamiento el material aparece bifásico a pesar de su composición química. Los granos blancos constituyen la fase α y los oscuros la β. Después de una ligera deformación y calentamiento la estructura adopta el aspecto de la figura 11.40. Como el porcentaje de deformación ha sido menor que la crítica (menor que ΔF^*), el calentamiento ulterior no ha producido recristalización. Se nota una ligera reubicación de la estructura y un aumento en la nitidez de los granos. En efecto, si bien no logró recristalizar, el material se ha recuperado. La figura 11.48 muestra un trozo de uranio parcialmente recristalizado. La energía interna del material, conjuntamente con la que se le imprime con la deformación, permite la recristalización del mismo. En este caso se ha practicado una deformación muy leve. Los granos con tensiones de colada han alcanzado el nivel energético de la recristalización. Los demás no lo lograron.

Cuando el material a recristalizar es bifásico, se genera primero una fase y después la otra. La primera fase se nuclea alrededor de las impurezas alojadas en los bordes de los granos. Ahora, estas impurezas se encuentran reubicadas por la deformación en hileras más o menos paralelas. La primera fase nuclea pues formando un collar de granos sobre esas hileras de centros de nucleación. Más tarde, a una temperatura más baja, se forma la segunda fase, entre estas hileras de granos ya formados. Se genera así la estructura denominada en bandas. La figura 11.12 representa una estructura en banda. Si la pieza tiene que sufrir un maquinado posterior esta estructura resulta inconveniente, pues se dificulta el avance de la herramienta cuando ésta debe cortar en dirección perpendicular a la banda. Por lo tanto, cuando la pieza debe maquinarse, hay que efectuar un tratamiento posterior a la recristalización denominado "tratamiento de eliminación de bandas". Este consiste en un calentamiento y enfriamiento rápido a través de la zona de temperaturas a las cuales cristaliza la primera fase. De esta forma no damos tiempo a la conformación de la banda, formándose rápidamente la segunda fase junto con la primera. Este tratamiento suele hacerse con enfriamiento al aire y se 1o denomina "normalizado". En algunos casos, especialmente en materiales con muchos elementos de aleación, el calentamiento debe hacerse a altas temperaturas y durante tiempos prolongados para lograr una homogeneización de la composición química antes de efectuar el enfriamiento.

DEFORMACION EN CALIENTE

Se dice que una operación de deformación plástica se realiza en caliente cuando la temperatura de trabajo está por encima de la temperatura de recristalización del material. En este caso la deformación plástica y la recristalización se efectúan durante el mismo procesó. El ejemplo clásico de deformación en caliente es la forja. Se calienta el material hasta adquirir la plasticidad requerida y se conforma con la aplicación sucesiva de varios esfuerzos o "golpes de forja". En cada uno de ellos recristaliza el material. El primer golpe se aplica con el material muy caliente obteniéndose una estructura de grano grande en la recristalización. El segundo golpe se aplica con el material ya algo más frío,

dando una estructura recristalizada algo más fina, y así sucesivamente. Se debe calcular bien la temperatura de la pieza y la intensidad del esfuerzo en el último golpe aplicado. En efecto con temperaturas excesivas obtendremos estructuras finales de grano grueso con la consiguiente fragilidad de la pieza. A temperaturas muy bajas, en cambio, podemos estar por debajo de la temperatura de recristalización y efectuaremos una deformación plástica en frío. Por lo tanto el material resultará con la acritud correspondiente a este tratamientos. La intensidad del esfuerzo aplicado en el último golpe es también crítica. Debe ser lo suficientemente grande para dar a la pieza su forma definitiva Si es exigua, la energía introducida no alcanzará el valor ΔF^* (crítica) y el material no recristalizará. Obtendremos una estructura deformada con acritud. Si en cambio el esfuerzo aplicado en el último golpe es excesivo, podemos fisurar la pieza, pues su temperatura es ya relativamente baja y su plasticidad menor que la inicial.

Como en el proceso de deformación en caliente reunimos ambos pasos (la deformación plástica y la recristalización), acá también debemos considerar las estructuras bifásicas. Al igual que en el caso anterior, cuando ambas fases se forman a diferentes temperaturas podemos obtener estructuras en banda. Se eliminan del mismo modo que en el caso anterior, con tratamiento térmico posterior.

FLUENCIA VISCOSA O CREEP

Si se aplican a un material metálico cargas pequeñas dentro del rango elástico, a altas temperaturas y durante un tiempo muy largo, se observará que la deformación no desaparece completamente, al retirar la carga/Persiste una pequeña deformación que no es consecuencia de un alargamiento de los granos, sino de un ligero desplazamiento de algunos granos respecto de otros. A este fenómeno se le denomina fluencia viscosa o creep.

FRACTURA

Aumentando progresivamente la solicitación ejercida sobre un material metálico se llega a la fractura. Existen dos tipos de fractura:

Fractura frágil. Consiste en la ruptura de las uniones atómicas a causa de la aplicación de tensiones normales (F_n) (ver figura 7.4). Se presenta en materiales de poca capacidad de deformación plástica. La resistencia que el material ofrece a este tipo de fractura se llama fuerza de cohesión. Se produce en metales que cristalizan en el sistema hexagonal, como el Zn y sus aleaciones. En el hierro y en aceros de baja aleación se produce este tipo de fractura a temperaturas muy bajas, las cuales dificultan el avance de las dislocaciones. Aún así esta fractura va también precedida de una ligera deformación plástica.

Fractura dúctil. Se origina a causa de tensiones tangenciales a lo largo de los planos de deslizamiento (figura 7.4). Para que se produzca la fractura, estas tensiones deben superar ciertos valores denominados "tensión crítica de corte o de cizallamiento". Este tipo de fractura va siempre precedida de una deformación plástica considerable.

En la mayoría de los casos la fractura obedece a un proceso que es una combinación de ambos mecanismos. En la práctica denominamos fractura frágil al proceso en el cual predomina el primer mecanismo citado y fractura dúctil a aquél en el que predomina el segundo.

8

Difusión

A temperaturas superiores al cero absoluto todos los átomos tienen movimiento. En estado sólido los movimientos son vibraciones alrededor de un punto de equilibrio. Cuando la temperatura o la influencia de un campo eléctrico o magnético supera un determinado valor, el átomo puede abandonar su posición de equilibrio. [Los movimientos atómicos en un cristal metálico se realizan de acuerdo a uno de los siguientes mecanismos:

1. Mecanismo de vacancias (figura 8.1). El átomo pasa a ocupar el lugar vacante vecino a su posición de equilibrio.

2. **Mecanismo de intersticios** (figura 8.2). Los átomos solutos de pequeño radio ocupan los intersticios de la red del cristal solvente. Los movimientos de estos átomos intersticiales dentro del retículo se realizan por este mecanismo.

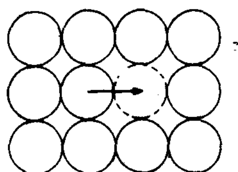


Figura 8-1

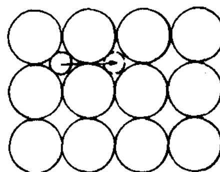


Figura 8-2

3. **Mecanismo de anillos** de tres o cuatro átomos (figuras 8.3 y 8.4). Se refiere a la rotación de tres o cuatro átomos vecinos, pasando a ocupar cada uno los lugares adyacentes a su posición anterior

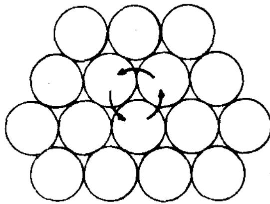


Figura 8-3

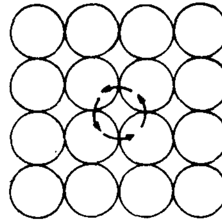


Figura 8-4

4. **Mecanismo de bordes de grano** (figura 8.5). La menor densidad atómica en los bordes de grano facilita los cambios de posición de los átomos.

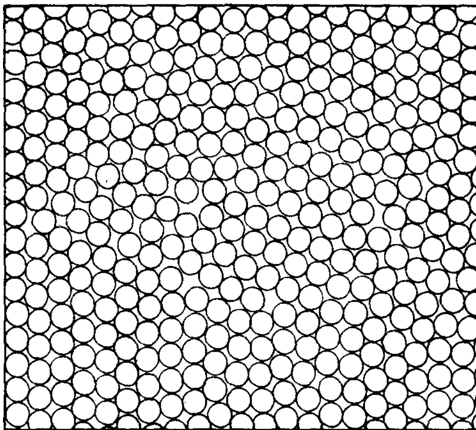


Figura 8-5

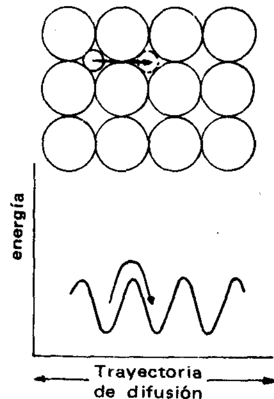


Figura 8-6

Cualquier desplazamiento atómico requiere una cierta cantidad de energía llamada energía de activación (figura 8.6). La energía de activación en el mecanismo de intersticios es el valor del salto de energía de la figura 8.6. Se requieren mayores cantidades de energía para los desplazamientos atómicos en materiales de alto punto de fusión (átomos más fuertemente ligados).

Todos los átomos tienen igual probabilidad de movimiento en todas las direcciones posibles. Cuando prevalecen los movimientos en una dirección dada, por ej.: AB, se dice que hay **difusión** desde A hacia B. Esto ocurre solamente cuando hay un gradiente de concentración, potencial o presión. La difusión de los átomos dentro del material en que se encuentran se denomina autodifusión.

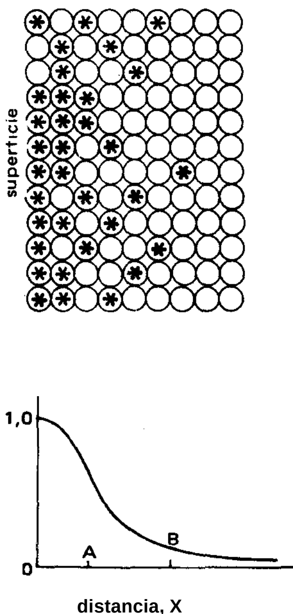


Figura 8-7

Influencia del gradiente de concentración: En la figura 8.7 existe un gradiente de concentración de los átomos marcados, de la superficie hacia adentro. Por lo tanto existe mayor cantidad de átomos marcados a la distancia A que a la de B. Ahora bien, todos los átomos individuales tienen igual probabilidad de moverse en todas direcciones. Por lo tanto existe igual probabilidad para que los átomos marcados en A se desplacen hacia B, como para que los átomos marcados en B se desplacen hacia A. Pero a causa del mayor número de átomos marcados existentes en A, será mayor el desplazamiento de átomos marcados de A a B que de B a A. Por lo tanto los átomos marcados difunden de la superficie o zona de mayor concentración hacia el interior o zona de menor concentración. La primera ley de Fick enuncia este fenómeno.

En los procesos de fabricación de piezas metálicas se aprovecha éste fenómeno para homogeneizar la composición química de los materiales. Se calienta el material para conferir energía cinética a las partículas y éstas migrarán hacia los sitios de menor concentración. El proceso se llama recocido de difusión u homogeneización.

PRIMERA LEY DE FICK

En un proceso de difusión la cantidad de material que se desplaza es proporcional al gradiente de concentración:

$$J = -D \frac{dC}{dx} Adt \qquad (1)$$

donde:

J es la cantidad en gramos de metal que cruza un plano perpendicular al plano de difusión, "

A es el área en cm^2 del plano a través del cual ocurre la difusión,

dt es el tiempo en segundos durante el cual se realiza la difusión,

D es el coeficiente de difusión, o material que difunde a través de una superficie unitaria en la unidad de tiempo. El signo negativo indica que la difusión avanza hacia los valores menores de la concentración.

Es sumamente importante el estudio del coeficiente de difusión. De su valor depende la posibilidad de efectuar un proceso metalúrgico u otro.

En los metales el **coeficiente** D varía con:

a) El radio atómico del material a difundir.
b) El tipo de mecanismo de difusión.
c) Las características del medio, en el cual se realiza la difusión: su estructura cristalográfica, su temperatura de fusión, etc.
d) La temperatura. A mayor temperatura mayor movilidad atómica y mayor coeficiente de difusión.

Analizaremos primero los ítems a), b) y c).

Llamando D* al coeficiente de autodifusión (ej.: la movilidad de los átomos de A en un metal puro A), y D_a y D_b a los coeficientes intrínsecos de difusión, o movilidad de los átomos de A en la aleación AB y de B en la aleación AB, tendremos:

$$D_a = D_a^*\left(1 + \frac{d \ln fa}{d \ln Xa}\right) \qquad (2)$$

donde fa es el coeficiente de actividad termodinámica de A en la aleación AB con una fracción atómica Xa de A. Del mismo modo tendremos.

$$D_b = D_b^*\left(1 + \frac{d \ln fb}{d \ln Xb}\right) \qquad (3)$$

Los coeficientes de actividad fa y fb dependen de los datos mencionados en los ítems a, b y c, o sea: radio atómico del soluto, mecanismo de difusión y naturaleza del solvente.

En una aleación de solución sólida sustitucional AB, los átomos de A y B difundirán en la dirección del gradiente de concentración. A través de un plano," la resultante de estos movimientos es la suma algebraica de los movimientos atómicos de A y B. A través de un plano de 1 cm^2 en 1 segundo, tendremos el coeficiente de interdifusión D_o (este coeficiente no toma en cuenta la temperatura), y será:

$$D_o = X_a \cdot D_b + \quad X_b \quad D_a \qquad (4)$$

siendo Xa y Xb las fracciones atómicas de A y B en la aleación.

Influencia de la temperatura (item d). La temperatura tiene una gran influencia en el proceso de difusión de los metales. El aumento de temperatura produce un aumento en la amplitud de las vibraciones atómicas, lo cual aumenta la probabilidad de que un átomo abandone su posición de equilibrio. \ Puede decirse aproximadamente que con cada 20 ºC de aumento de temperatura se duplica el coeficiente de difusión. Este efecto se debe no sólo a un aumento en el valor absoluto de la energía de cada átomo sino, sobre todo, a una mejor distribución de los valores de energía entre los átomos.

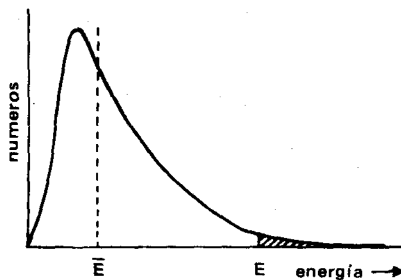


Figura 8-8

En efecto, no todos los átomos tienen la misma energía. Hay una distribución estadística de energías, según lo indica la figura 8.8, en la cual en la ordenada colocamos el número de átomos con una energía determinada. Al aumentar la temperatura (figura 8.8) aumenta el número de átomos con energías cercanas al valor promedio E y aumenta también el número de átomos con energía elevada. Existe una energía de alto valor E que los átomos deben superar para poder desplazarse de su posición de equilibrio. La fórmula de Boltzmann nos da la fracción de átomos con energía mayor que un valor E (ver figura 8.8).

$$\frac{n}{N\ tot.} = f\left(e^{-(E - E/kt)}\right)$$

siendo: n = número de átomos con energía mayor que E
k = const. de Boltzmann = 1,38x1o^{-16} erg/ºK

Llamando D al coeficiente real de difusión, tendremos:

$$\boxed{D = D_o \cdot e^{-Q/RT}}$$

$$\ln D = \ln Do - Q/2{,}3RT$$

donde Do es el coeficiente de interdifusión de la fórmula (4) y Q es la energía de activación o barrera de energía que hay que vencer para que se produzca la difusión.

En la tabla 8.1 damos algunos valores de coeficientes de difusión, calculados con las constantes de la tabla 8.2.

Tabla 8.1. - **Coeficientes de Difusión.**

Soluto	Solvente	Coefic. de difusión cm^2 /s	
		500 °C (930 °F)	1000°C (1830 °F)
1 Carbón	ccac hierro	$(10^{-10,3})$*	$10^{-6,5}$
2 Carbón	ccc hierro	$10^{-8,2}$	$(10^{-6,2})$
3 Hierro	ccac hierro	$(10^{-19,5})$	$10^{-11,8}$
4 Hierro	ccc hierro	$10^{-16,1}$	$(10^{-9,5})$
5 Níquel	ccac hierro	$(10^{-19,0})$	$10^{-11,6}$
6 Manganeso	ccac hierro	$(10^{-19,6})$	$10^{-12,0}$
7 Cinc	Cobre	$10^{-12,2}$	$10^{-8,0}$
8 Cobre	Aluminio	$10^{-9,3}$	Funde
9 Cobre	Cobre	$10^{-15,1}$	$10^{-8,8}$
10 Plata	Plata (cristal)	$10^{-12,9}$	Funde
11 Plata	Plata (límites de grano)	$10^{-6,9}$	Funde
12 Carbón	Titanio altamente compacto	$10^{-11,5}$	$(10^{-6,8})$

*** El paréntesis indica que la fase es metaestable**

Tabla 8.2. - Constantes de Difusión.

(log D = log Do - Q/2.3RT)

Soluto	Solvente	Do cm^2 /seg	Q Cal/mol
1 Carbón	ccac hierro	0,21	33 800
2 Carbón	ccc hierro	0,0079	18 100
3 Hierro	ccac hierro	0,58	67 900
4 Hierro	ccc hierro	5,8	59 700
5 Níquel	ccac hierro	0,5	66 000
6 Manganeso	ccac hierro	0,35	67 500
7 Cinc	Cobre	0,033	38 000
8 Cobre	Aluminio	2,0	33 900
9 Cobre	Cobre	11,0	57 200
10 Plata	Plata (cristal)	0,72	45 000
11 Plata	Plata (límite de grano)	0,14	21 500
12 Carbón	Titanio altamente compacto	2,24	41 600

SEGUNDA LEY DE FICK

Se refiere a la variación de la concentración con el tiempo durante el proceso de difusión. Revela la disminución de la velocidad de difusión con el tiempo.

$$\frac{dC}{dt} = D\left(\frac{d^2 C}{d x^2}\right)$$

Esta ley explica la lentitud de los pasos finales de la homogeneización en los procesos de difusión. Un ejemplo lo constituye la difusión de átomos de carbono en la capa superficial de piezas de acero. Durante la primera hora penetra alrededor de 0,5 mm. Al cabo de dos horas tendremos una penetración total de 0,8 mm. Al cabo de tres horas: 0,9 mm, etc.

La velocidad de difusión varía con el lugar del retículo cristalográfico donde predomina el fenómeno. Así, por ejemplo, toma valores mayores en los bordes de grano, donde existe menor densidad atómica, como lo muestra la figura 8.5. Esto se puede notar en los valores del coeficiente de difusión D para la plata en la tabla 8.1.

La velocidad de difusión varía también con la relación entre los puntos de fusión de los dos elementos a difundir y del medio en el cual se produce la difusión. En general puede decirse que difunde más rápidamente el elemento de menor punto de fusión. Distinguiremos tres casos diferentes:

1.) Dos elementos en una misma aleación. Por ej. el Cu y el Zn en el latón (aleación de Cu y Zn). El Zn (P.F. 419,5 °C) difunde con mayor rapidez que el Cu (P.F. 1083 °C) en el latón.

2.) La difusión recíproca de dos elementos: Así el Cu (P.F. 1083 °C) difunde más rápidamente en el Ni (P.F 1455 °C) que el Ni en el Cu. En efecto, el metal puro Cu posee uniones más débiles que el metal puro Ni. Por ello rompe sus uniones más fácilmente, se desprende, y penetra en el

retículo cristalográfico del Níquel. La experiencia de Kir¬kendall que trataremos seguidamente, explica este efecto. La tabla 8.1 corrobora también el caso.

3.) Un mismo elemento en dos medios diferentes. Así el Cu (P.F. 1083 ºC) difunde más fácilmente en el Al (P,F. 660 ºC) que en el Cu. En efecto, el retículo del Al (menor P.F.) se deja penetrar con mayor facilidad por tener uniones más débiles.

EFECTO KIRKENDALL

Este experimento tiene por objeto demostrar que cada una de las formas, atómicas de una solución sólida binaria puede moverse con una velocidad diferente/(figura 8.9). La figura muestra un par difusor Kirkendall de dos metales diferentes soldados, que

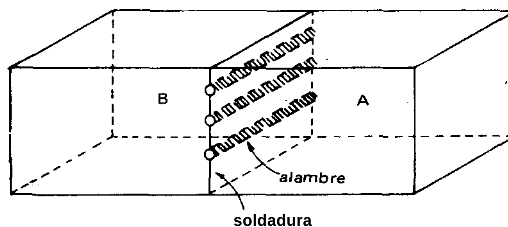
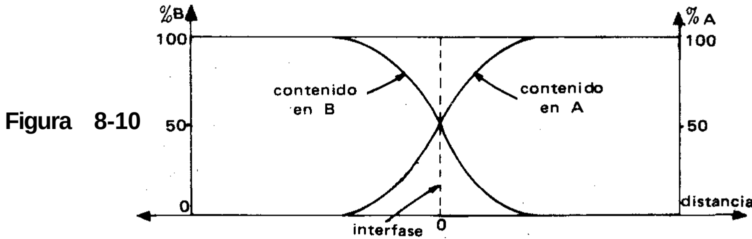


Figura 8-9

contienen una serie de alambres en el plano de la soldadura. Se supone que los metales A y B son puros y que los testigos (alambres) no se disuelven en ellos. Se calienta la probeta a una temperatura cercana a la de fusión y se mantienen un tiempo prolongado, generalmente días, para que la difusión sea medible. Después de enfriar la probeta se sacan al torno virutas de distin-

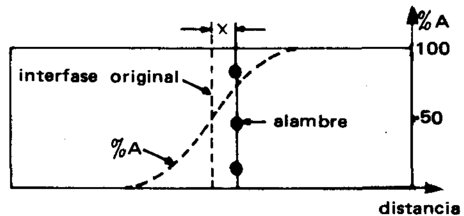
tas secciones, se analiza químicamente cada capa y se grafica el resultado, como lo indica la figura 8.10. Se obtienen las curvas de penetración que muestran que ha habido un flujo de átomos

Figura 8-10



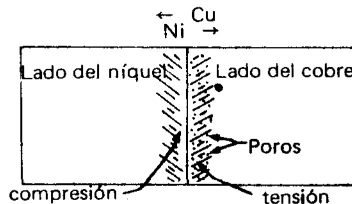
de B hacia el metal A y viceversa. (Además, puede observarse que hubo un corrimiento de los testigos, según se ve en la figura 8.11. La explicación del movimiento de los alambres es que los átomos de A se difunden con mayor rapidez que los de B.

Figura 8-11



Porosidad. El experimento de Kirkendall demuestra que dos formas atómicas de una solución sólida no se difunden con la misma velocidad. Mediciones experimentales han demostrado que el elemento de menor punto de fusión se difunde con mayor rapidez. En el caso de una probeta cobre - níquel hay un mayor flujo de átomos de cobre hacia el lado del níquel que de átomos de níquel hacia el lado del cobre, por lo que existe una variación de masa y volumen. En la figura 8.12 puede verse que la zona de la derecha sufre una pérdida de masa y se coloca bajo un estado

Figura 8-12



de tensión mientras que el lado izquierdo gana masa y forma un estado de compresión bidimensional. Por otra parte, en la región tensionada se forman poros. Si la tracción se contrarresta con una compresión desde el exterior, por ej. hidrostática, puede prevenirse la formación de poros.

APLICACIONES

HOMOGENEIZACION

Hay piezas metálicas que se fabrican por el método de colada. Esto significa que toman su forma definitiva al solidificar en un molde adecuado. El producto obtenido puede presentar heterogeneidades de varios tipos, todos los cuales necesitan de un tratamiento de difusión para su corrección.

a) Si la aleación está formada por una solución sólida, como por ej. la aleación AB de la figura 8.13, los primeros cristales solidificados (zona central de los dendritos) serán más ricos en el elemento de mayor punto de fusión: A. Así, en la aleación de la figura 8.13 la solidificación comienza a la temperatura T_1 separando cristales de concentración m. A medida que baja la temperatura, sobre el material primeramente precipitado se agregan cristales de concentración cada vez mayor en la componente B. Así, a la temperatura T_2 precipitarán cristales de concentración n. Pero a esta temperatura todo el dendrito formado deberá tener la concentra-

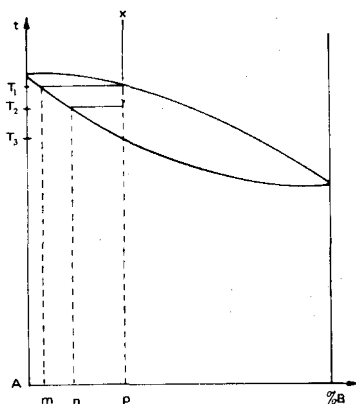


Figura 8-13

ción n. Por ello, durante el enfriamiento el interior de los dendritos deberá aumentar su contenido en B, por introducción de átomos de B desde el líquido, a través del sólido ya formado, hacia el centro del mismo. De este modo, a la temperatura T_3, de fin de solidificación, todo el sólido formado deberá tener una estructura homogénea de granos de solución sólida AB, de concentración p, según lo indica la figura 8.14. Este movimiento atómico se denomina difusión. En caso de un enfriamiento más rápido que la velocidad de difusión de B en la solución sólida AB, obtendremos dendritos con un gradiente de concentración desde su centro hacia su periferia (ver figura 8.15, constituyente a). La

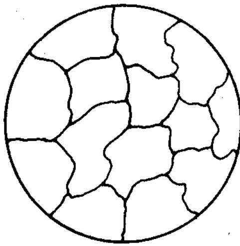


Figura 8-14

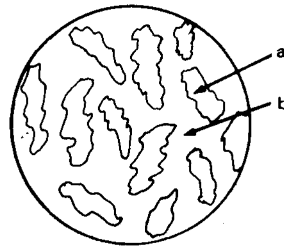


Figura 8-15

concentración promedio de estos dendritos es menor que la correspondiente al punto p de la figura 8.13. Por ello, entre los dendritos (figura 8.15) aparecerá otro material: b, más rico en componente B, para balancear la concentración total de la aleación. De este modo, en lugar de la estructura homogénea de granos de solución sólida de la figura 8.14, tendremos una estructura heterogénea, como lo muestra la figura 8.15. Las interfases en esta última disminuyen la resiliencia del material. Para eliminar esta causa de fragilidad se puede recurrir a un tratamiento térmico de homogeneización por difusión. Consiste en elevar la temperatura del material hasta valores cercanos a su punto de fusión y mantenerla un tiempo relativamente largo. La estructura final será de una solución sólida homogénea, como se ve en la figura 8.14. El tiempo necesario para producir la difusión está dado por las leyes de Fick. El valor del coeficiente de difusión depende del radio atómico del elemento a difundir, del mecanismo de difusión, del retículo cristalográfico en el cual debe realizarse la

difusión y de la temperatura a la cual se produce, tal como se ha expuesto con anterioridad. Así por ejemplo la homogeneización en un latón es mucho más rápida que en un bronce, porque el radio atómico del cinc es más reducido que el del estaño. La homogeneización de una pieza de acero al carbono (sin elementos de aleación) es mucho más rápida que la de un acero aleado, donde el retículo cristalográfico del hierro está más distorsionado por la presencia de los elementos de aleación. En una solución sólida cualquiera, a medida que aumentamos la temperatura del tratamiento de difusión disminuye el tiempo necesario para lograr una homogeneización completa.

b) Otra aplicación del tratamiento de homogeneización por difusión es la que se usa para eliminar las segregaciones de una aleación. Existen dos tipos de segregaciones: las microsegregaciones y las macrosegregaciones. Las primeras consisten en una serie de impurezas insolubles que aparecen en los bordes de los granos. Se deben en su mayor parte a que las impurezas (y todas las sustancias en general) son más solubles en el material líquido que en el sólido. Por ello, durante la solidificación quedan en su mayor parte en el líquido, que se va concentrando cada vez más en estos elementos. La última porción de líquido a solidificar contendrá gran cantidad de ellos. Esta porción de líquido constituirá luego los bordes de los granos. Si la impureza es parcialmente soluble en el material sólido, al estar en su totalidad contenida en el borde de los granos, superará en esos sitios a su límite de solubilidad. Por lo tanto estará precipitado como una segunda fase, produciendo interfases y disminuyendo la resiliencia del material. Con tratamientos de difusión puede distribuirse en el seno del material y eliminar la causa de la heterogeneidad mencionada. En este proceso de difusión se aplican las leyes de Fick y el cociente de difusión depende de los mismos factores mencionados anteriormente. La macrosegregación se forma por impurezas precipitadas en la parte superior y media de los lingotes (ver figura 8.16). Dichas impurezas, por su mayor solubilidad en el material líquido, se concentran en la última porción del líquido a solidificar y luego quedan incluidas en esa zona del

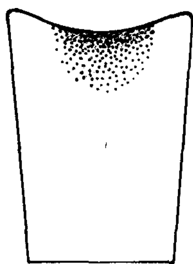


Figura 8-16

material sólido. La cantidad y el tamaño de esas inclusiones no hace posible su eliminación por el tratamiento de difusión. Esta parte del lingote debe ser eliminada.

SOLDADURA

Existen numerosos métodos para unir metales. La mayoría de ellos procede fundiendo el extremo de una o de ambas partes a soldar. En todos los casos es necesario que exista un proceso de difusión en la junta soldada. Para ello debe haber, ante todo solubilidad en estado sólido de algún componente de una de las aleaciones en la otra. Si queremos soldar dos materiales A y B, por ejemplo, que no tienen ningún elemento soluble entre sí, deberemos recurrir a un tercer material (por ej.: C en la figura 8.17) que pueda disolverse total o parcialmente tanto en A como en B.

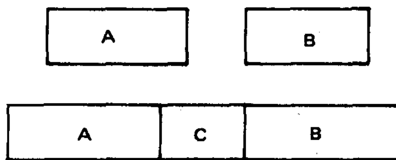


Figura 8-17

En el proceso de soldadura difundirán elementos del material C en las piezas a soldar A y B. Cuando el proceso de soldura se realiza con material de aporte, éste hará las funciones del material C (figura 8.17). Acá también, como en los casos anteriores, el coeficiente de difusión rige las condiciones del proceso y depende de los factores anteriormente detallados.

PLACADO

Los metales puros son más resistentes a la corrosión que las aleaciones. Pero los metales puros tienen la desventaja de presentar baja resistencia mecánica. Cuando se necesita un material de

alta resistencia mecánica para trabajar en contacto con un medio corrosivo puede recurrirse al placado. Este consiste en laminar juntos y en caliente dos chapas superpuestas: una del metal puro de espesor menor y otra de mayor espesor, de una aleación del mismo metal. La aleación ofrecerá la resistencia mecánica y el metal puro, que se colocará en contacto con el medio agresivo, dará la resistencia necesaria a la corrosión. La difusión entre ambas produce una unión metálica. Esta difusión es siempre posible pues todo metal puro se disuelve en la aleación a base del mismo. Se utiliza mucho en materiales a base de aluminio.

TRANSFORMACIONES EN ESTADO SOLIDO

En las aleaciones que sufren transformaciones en estado sólido el producto final obtenido en un tratamiento térmico depende, en su mayor parte, del proceso de difusión que se realiza durante su enfriamiento. Así, por ejemplo, en un acero calentado a alta temperatura tendremos una solución sólida homogénea de carbono en hierro *y*, o austenita (figura 8.18). Al enfriar esta aleación el hierro *y* pasa a hierro α. Este último puede disolver mucho menor cantidad de carbono. Los granos nuevos de solución sólida de carbono en hierro α, llamada ferrita, se forman por nucleación y crecimiento en los bordes de los granos anteriores (ver figura 8.19). Para formarse un grano de ferrita debe cumplirse un doble mecanismo.

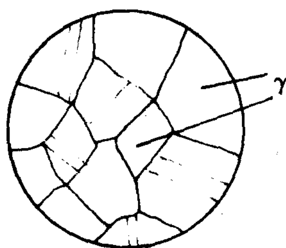


Figura 8-18

a) Trasposición cristalográfica de Fe_{γ} en Fea (cúbico de caras centradas a cúbico de cuerpo centrado).

b) Difusión atómica. Como los granos de ferrita contendrán menos carbono que el material original, en los sitios de nucleación debe producirse una difusión: átomos de carbono deben abandonar la zona y migrar hacia el centro de la austenita remanente.

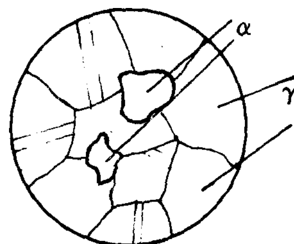


Figura 8-19

Este mecanismo de difusión toma un cierto tiempo, que depende del coeficiente de difusión. A su vez, el coeficiente de difusión depende en gran parte del item c de la pág. 136: el estado del retículo cristalográfico del material en el cual se realiza la difusión. En efecto, en los aceros al carbono de bajo o medio carbono el retículo cristalográfico de la austenita en la cual debe realizarse la difusión, es simple, regular y simétrico. Por lo tanto la difusión puede producirse en un tiempo relativamente corto y podemos llegar a tener las estructuras de equilibrio estable a temperatura ambiente. En cambio, en los aceros de alto carbono y en los aceros con elementos de aleación, el retículo cristalográfico de la austenita está distorsionado, lo cual hace más lento el proceso de difusión. En estos aceros, con enfriamientos más o menos rápidos tendremos una difusión incompleta y, por lo tanto, estructuras metaestables a temperatura ambiente. Por arriba de cierta cantidad de elementos de aleación, en un enfriamiento al aire, se puede realizar la trasposición cristalográfica, pero la difusión se impide por completo. Se producen estructuras tensionadas y duras, pues el retículo cristalográfico del Fe queda muy sobresaturado en carbono (por la falta completa de difusión). La estructura así obtenida se denomina martensita y la transformación se llama transformación martensítica, lo cual es sinónimo de - transformación sin difusión.

CEMENTACION

En la fabricación de piezas de acero que deben resistir al mismo tiempo esfuerzos de choque y abrasión, se utilizan aceros blandos, con poco carbono, para tener un núcleo que absorba los choques. Se someten las piezas a una atmósfera que contenga carbono atómico (carbono naciente, por ej. producido por descomposición de un hidrocarburo en el momento del proceso), a elevada temperatura. En estas condiciones el carbono atómico entra en el acero en solución sólida intersticial y difunde hasta profundida-

des de 0,1 a 2 mm. La estructura así obtenida puede someterse a un tratamiento térmico de endurecido. La capa superficial que contiene el carbono difundido tomará dureza y resistencia a la abrasión, mientras que el núcleo permanecerá blando y resistente a los choques. El proceso se llama cementación. La difusión del carbono en el retículo cristalográfico del hierro se realiza según el mecanismo de intersticios, por el reducido diámetro atómico del carbono. La velocidad de difusión es tal que para una penetración total de 1 mm de capa se puede tardar 6 horas. Durante la primera hora penetra más de 50% del total de carbono a introducirse. Luego la penetración del carbono se hace cada vez más lenta, de acuerdo a la segunda ley de Fick. En aceros de muy bajo carbono (ej.: 0,1% C) la penetración inicial es más rápida que en aceros de mayor contenido en carbono (ej.: 0,2% C), pues la velocidad de difusión es proporcional al gradiente de concentración, de acuerdo a la primera ley de Fick.

ESTRUCTURA EN BANDAS

Existen aleaciones con transformación en estado sólido que, a partir de una solución sólida homogénea, producen dos constituyentes durante su enfriamiento hasta temperatura ambiente. El acero responde a este esquema. A partir de una solución sólida de carbono en hierro γ denominada austenita, se nuclea otra solución sólida de muy bajo porcentaje en carbono, la ferrita. Ver figura 8.19. Luego, a más baja temperatura, la austenita remanente se convierte en un eutectoide, perlita. En los aceros que sufren una deformación plástica, como laminado, forja, etc., las impurezas alojadas en los bordes de los granos quedan orientadas según el esfuerzo aplicado y no pueden reubicarse por tratamiento térmico posterior. En un laminado en caliente, por ejemplo, en un primer

momento los granos de austenita se alargan y las impurezas se orientan como se observa en la figura 8.20. Como la deformación se realiza en caliente, la austenita se recristaliza en el momento, dando granos equiaxiales, pero las impurezas quedarán en la ubicación que tomaron a causa de la deformación (ver figura 8.21). Al bajar la temperatura y pasar por el punto de comienzo de transformación, comenzarán a formarse granos de ferrita, que se nuclearán alrededor de las impurezas alineadas. Sólo a una temperatura inferior aparecerá el eutéctoide perlita en los espacios restantes, a partir de la austenita remanente. La estructura quedará formada, por lo tanto, por bandas alternadas de ferrita y perlita, como se ve en la figura 8.22. Se denomina estructura en bandas o de herencia de forja.

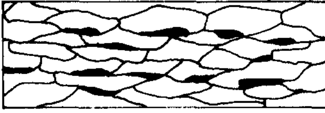


Figura 8-20

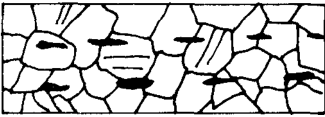


Figura 8-21

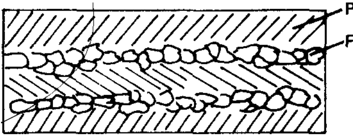


Figura 8-22

El material así constituido ofrece inconvenientes de heterogeneidad orientada, especialmente para el mecanizado. Pero la heterogeneidad del material no consiste solamente en su estructura metalográfica sino también en la composición química. En efecto, en las bandas de perlita tenemos una mayor concentración en carbono que en las de ferrita. Por otra parte, los elementos de aleación muy solubles en el hierro γ se encontrarán alojados dentro de la banda de la perlita. Esto se debe a que durante la nucleación de la ferrita estos elementos de aleación, como por ejemplo el níquel, quedan contenidos en la austenita remanente en la cual tienen mayor solubilidad. Permanecen por lo tanto concentrados en la última porción de la austenita a transformar, o sea en la banda perlítica. Para homogeneizar este material se calienta la aleación hasta austenizar toda la estructura y se man-

tiene a alta temperatura para permitir la difusión del carbono y de los elementos de aleación. A continuación se enfría con la velocidad necesaria para no permitir la conformación de la banda de ferrita alrededor de las impurezas. De acuerdo a la primera ley de Fick, durante el proceso de difusión mencionado, migrarán estos elementos hacia los sitios de menor concentración en cada uno de ellos y se homogeneizará la composición química del material. Este proceso está regido por los valores de la constante de difusión D y los factores que la modifican. En efecto, como se mencionó en los items a y b de página 140 el radio atómico y el tipo de mecanismo de difusión ejercen una gran influencia en el valor del coeficiente de difusión D. Así, el carbono posee menor radio atómico que el níquel; además, el mecanismo de difusión del carbono es por intersticios y el del níquel por anillos (solución sólida sustitucional). Por ambas razones el valor de D es mayor en los aceros al carbono que en los aceros al níquel. Otro factor que influye en el valor del coeficiente de difusión es la característica del medio en que se realiza la difusión, como lo indica el item c página 140. En el caso del acero al carbono (sin elementos de aleación), el retículo cristalográfico es simple y relativamente simétrico. En cambio, en los aceros con elementos adicionales, como el níquel en nuestro ejemplo, el retículo cristalográfico se encuentra muy distorsionado. Por ello, en los aceros al carbono el proceso de difusión para eliminar la estructura en bandas es un simple normalizado (austenización y enfriamiento al aire). En cambio, en los aceros al níquel se necesita efectuar previamente un recocido de difusión a alta temperatura antes del normalizado. Alternativamente se puede hacer un proceso equivalente, llamado recocido cíclico, que se realiza en dos pasos: recocido de difusión y transformación isotérmica. Otro factor que influye preponderantemente en el valor del coeficiente de difusión es la temperatura, mencionada en el item d de página 140 . Así, en los aceros aleados, a mayor cantidad de elementos de aleación, más alta será la temperatura necesaria para lograr una homogeneización completa en el proceso de difusión. Del mismo modo, en una misma aleación, a mayor temperatura de difusión menor será el tiempo requerido para lograr la homogeneización del material.

Existen muchas otras aplicaciones del proceso de difusión en las aleaciones metálicas. Puede decirse que en todo proceso metalúrgico uno de los factores determinantes de las condiciones de las transformaciones a realizarse es el coeficiente de difusión de los elementos que entran en el proceso.

9

Ejercicios de Aplicación

Ejercicio No. 1

Indique el número de la figura del capítulo 11 que contenga:

1. Un eutéctico.
2. Un eutectoide.
3. Una solución sólida con deformación en frío.
4. Una solución sólida deformada y totalmente recristalizada.
5. Una solución sólida deformada y parcialmente recristalizada.
6. Una solución sólida recristalizada con sobrecalentamiento.

Dibuje cada estructura, marque con flechas los constituyentes metalográficos y agregue unas palabras sobre propiedades.

Ejercicio No, 2

Indique el número de la figura del capítulo 11 que contenga:

1. Una mezcla de solución sólida y eutectoide.
2. Una estructura dendrítica de colada.
3. Una estructura martensítica.
4. Una estructura parcialmente martensítica.
5. Un material con compuesto intermetálico primario.
6. Un material apto para fabricar herramientas.

Dibuje cada estructura, indique con flechas los constituyentes metalográficos y agregue unas palabras sobre propiedades.

Ejercicio No. 3

Indique el número de la figura del capítulo 11 que contenga:

1. Un material antifricción.
2. Una estructura bifásica acicular.
3. Una solución sólida maclada.
4. Una mezcla de compuesto intermetálico primario y eutéctico.
5. Una mezcla de eutectoide y compuesto intermetálico secundario en forma de red.
6. Un material blando, resistente al choque.
7. Un material duro, resistente a la abrasión.
8. Un material frágil.

Dibuje cada estructura, indique con flechas los constituyentes metalográficos y agregue unas palabras sobre propiedades.

Ejercicio No. 4

El aluminio (punto de fusión 660 ºC) y el silicio (punto de fusión 1430 ℃) son completamente solubles en el estado líquido y los consideraremos completamente insolubles en el estado sólido (despreciaremos la pequeña solubilidad del silicio en el aluminio). Forman un eutéctico de 12% Si y 88% Al a 577 ºC.

1. Dibuje el diagrama de equilibrio marcando las zonas (ej.: Al + líq., Eutect., etc.).
2. Para una aleación de 5% Si averigüe:
   a) la temperatura aproximada de fin de solidificación;
   b) la temperatura de comienzo de solidificación;

c) el porcentaje (cantidad) y composición del líquido presente a una temperatura 15 ºC por debajo del comienzo de la solidificación;
d) ídem a 15 ºC por arriba de la temperatura de fin de la solidificación;
e) describa el proceso de solidificación de esta aleación;
f) dibuje la curva de enfriamiento aproximada (temperatura - tiempo).

3. Repita los puntos indicados bajo el item 2. para una aleación de 20% Si.
4. Idem para una aleación de 12% Si.
5. Dibuje las microestructuras correspondientes a las 3 aleaciones estudiadas y dé una referencia comparativa de sus propiedades.

Ejercicio No. 5

El oro (punto de fusión 1063 ºC) y el platino (punto de fusión 1774 ºC) son completamente solubles entre sí, tanto en estado líquido como en estado sólido. Su diagrama no presenta puntos de máxima ni mínima. Una aleación de 30% de Pt comienza a solidificar a 1400 ºC, separando cristales de composición de 63% de Pt.

1. Dibuje el diagrama de equilibrio.
2. Para una aleación de 20% de Au averigüe:
   a) la temperatura de comienzo de solidificación (enfriamiento lento);
   b) la temperatura de fin de solidificación (enfriamiento lento);
   c) el porcentaje (cantidad) y composición de la fase líquida a una temperatura 30 ºC por debajo de la correspondiente al comienzo de la solidificación;
   d) el porcentaje (cantidad) del sólido en las mismas condiciones;
   e) ídem para una temperatura 50 ºC por arriba de la correspondiente al fin de la solidificación (para el líquido y el sólido);
   f) dibuje la curva de enfriamiento aproximada (temperatura-tiempo).
3. Repita los puntos indicados en el item 2. para una aleación de 80% de Au.

4. Describa el proceso de solidificación de la aleación de 20% de Au (enfriamiento lento).
5. Dibuje las microestructuras de las dos aleaciones estudiadas con enfriamiento lento y con enfriamiento rápido. Agregue unas referencias comparativas sobre propiedades.

Ejercicio No. 6

Consultando los diagramas del capítulo 10:

a) Mencione 3 aleaciones que formen compuestos intermetálicos; tres aleaciones que den reacción peritéctica; y tres aleaciones susceptibles de endurecimiento por precipitación.
b) Indique en cada caso los rangos de composición en los que se cumplan las condiciones citadas.

Ejercicio No. 7

El cobre solidifica a 1083 ºC y la plata a 961 ºC. Forman un eutéctico a 779 ºC con una concentración de 72% de Ag. La solubilidad sólida de plata en el cobre a la temperatura de 779 ºC es de 8%. La del cobre en la plata es del 9%. Suponemos que a temperatura ambiente la solubilidad sólida de ambos componentes es el 1%. Se pide:

a) Trazar el diagrama de equilibrio marcando las zonas.
b) Describir la cristalización de una aleación de 20% de Ag. Dibujar su microestructura. Dar la composición química aproximada de cada constituyente a 600 ºC. Calcular el porcentaje relativo (cantidad en peso) del constituyente eutéctico de esta aleación. Hacer un dibujo aproximado de la curva de enfriamiento de esta aleación (20% Ag).
c) Idem para la aleación de 72% Ag.
d) Idem para la aleación de 96% Ag.
e) Idem para la aleación de 96% Ag con enfriamiento rápido.

Ejercicio No. 8

Describa el proceso de solidificación de las aleaciones Bi - Sn (Bismuto - Estaño). de: 60% Bi, 10 % Bi, 40 % Bi y 80% Bi. Dibuje la curva de enfriamiento aproximada (temperatura - tiempo) cada una. Dibuje su microestructura y dé una idea aproximada de sus propiedades (con enfriamiento lento).

Ejercicio No. 9

¿Cuál es el tratamiento térmico aplicable a la aleación Bi - Sn (Bismuto - Estaño). Elabore la especificación del tratamiento térmico, la composición de la aleación óptima para ese fin y dé una idea de las propiedades.

Ejercicio No. 10

Describa el proceso de solidificación de la aleación Au-Pb (oro-plomo) de 30% Pb. Dibuje su curva de enfriamiento aproximada y su microestructura con enfriamiento rápido y con enfriamiento lento y dé una idea de las propiedades de cada uno.

Ejercicio No. 11

Describa los tratamientos térmicos aplicables y las propiedades y estructuras metalográficas obtenidas de las aleaciones:

Cu-Al: 2% Al
Cu-Al: 11% Al
Mo-W: 30% W
Mg-Sn: 9%Sn
Fe-Pd: 40% Pd
Ni Cu: 50% Cu
Cb-Ni: 8%Cb
Bi-Pb: 29% Bi

Dibuje las estructuras

Ejercicio No. 12

Dibuje un digrama complejo que contenga los siguientes tipos de aleación:

a) Solución sólida parcial.
b) Eutéctico.
c) Peritéctico.
d) Compuesto intermetálico.
e) Eutectoide.

Marque todas las zonas del diagrama indicando las aleaciones pedidas con sus letras correspondientes.

Marque en el diagrama anterior con números las aleaciones aptas para:

1. Deformación en frío.
2. Piezas coladas.
3. Endurecimiento por precipitación.
4. Material antifricción.
5. Buena resistencia mecánica (sin fragilidad).
6. Piezas de alta conductividad eléctrica.
7. Material para herramientas.

Ejercicio No. 13

Describa el proceso de solidificación de un acero de 0,02% C.
Dibuje la curva de enfriamiento aproximada.
Mencione los tratamientos térmicos aplicables a esta aleación.
Dibuje las estructuras.

Ejercicio No. 14

Describa el proceso de solidificación de un acero de 0,7% C.
Dibuje la curva de enfriamiento aproximada.
Mencione los tratamientos térmicos aplicables a esta aleación.
Dibuje las estructuras y dé una idea aproximada de las propiedades de cada una.

Ejercicio No. 15

En un latón de composición 60% Cu y 40% Zn se han practicado tres tratamientos térmicos que dieron las siguientes estructuras:

1. Granos alternados de solución sólida a y β'.
2. Granos de constituyente β' con agujas más claras de solución sólida α en los bordes de la primera.
3. Estructura homogénea de un solo constituyente de granos poligonales equiaxiales.

Indique el tratamiento de cada una de ellas. Dibuje las microestructuras correspondientes indicando los constituyentes.

Ejercicio No. 16

Un latón en estado de colada presenta una estructura mixta de constituyentes α y β' . Después de un tratamiento térmico de temple su estructura es de granos equiaxiales 0. Indique el rango de composición química que puede tener el material sabiendo que contiene 1 % de aluminio.

Ejercicio No. 17

Dibuje la estructura metalográfica e indique las propiedades de un latón recristalizado de las siguientes composiciones:

a) Cu 70% - Zn 30%
b) Cu 70% - Zn 22% - Sn 3% - Al 3% - Si: 2%
c) Cu 70% - Zn 25% - Sn 2% - Al 3%
d) Cu 70% - Zn 26% - Sn 1% - Al 3%
e) Cu 70% - Zn 24% - Sn 2% - Al 3% - Si: 1%

Ejercicio No. 18

Indique las aleaciones más duras, las más blandas, las de mejor colabilidad, las de mayor heterogeneidad de estructura de la serie Mg-Cu. Mencione composiciones aproximadas.

Ejercicio No. 19

Elabore la especificación de tratamiento para el endurecimiento por precipitación (T_6) de la aleación Cu-Cr de 0,45% de Cr.

Ejercicio No. 20

Indique la composición química de la aleación Cu-Mn que produce la menor heterogeneidad de colada.

Ejercicio No. 21

Describa el proceso de solidificación de la aleación Cu-Zn de 35% Zn. Indique la temperatura de forja para eliminar la estructura Widmanstätten.

Ejercicio No. 22

¿Cómo prepara un material bifásico de la aleación Cu-Ni?

Ejercicio No. 23

Se tiene un material Pb-Bi de 29% Bi, frágil. Explique la posible causa y elabore la especificación de tratamiento para eliminar la fragilidad mencionada. Dibuje ambas estructuras.

Ejercicio No. 24

Indique las propiedades, las estructuras metalográficas, los tratamientos térmicos posibles y las aplicaciones de las aleaciones: Al-Si de 12% Si y Al-Cu de 4% Cu.

Ejercicio No. 25

Describa un método para determinar la composición química o ley de las aleaciones Ag-Cu, sin efectuar análisis químico.

Ejercicio No. 26

Después de un tratamiento de deformación y recristalización de una aleación, se observa una estructura mixta de granos deformados y recristalizados. Mencione 4 causas posibles de la falta de recristalización total.

10

Diagramas de equilibrio de aleaciones binarias

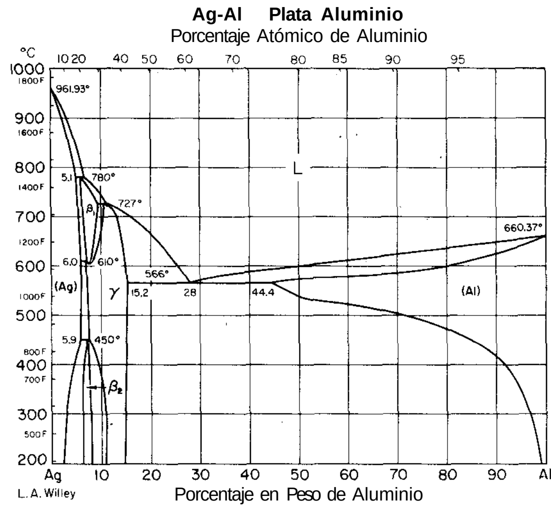
Gentileza de American Society for Metals.

Nota:

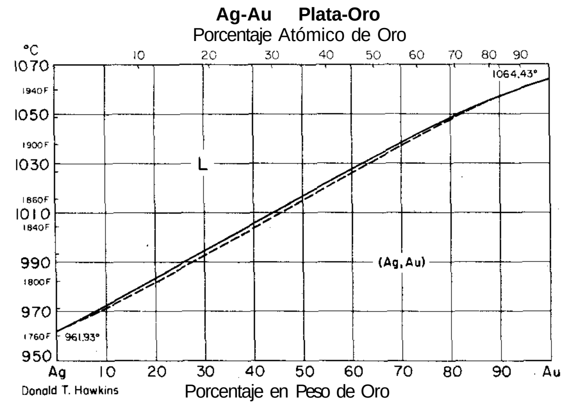
Se reproduce una sola vez cada diagrama de aleación binaria. Así, por ejemplo las aleaciones Cu-Mg y Mg-Cu figuran solamente con el título Cu-Mg. En algunos casos se reproduce una ampliación de la zona más importante de una aleación, que se ubica a continuación de su diagrama completo.

Por razones de diagramación, en algunas páginas se altera muy ligeramente el orden alfabético, debido a los tamaños variados de los diferentes diagramas.

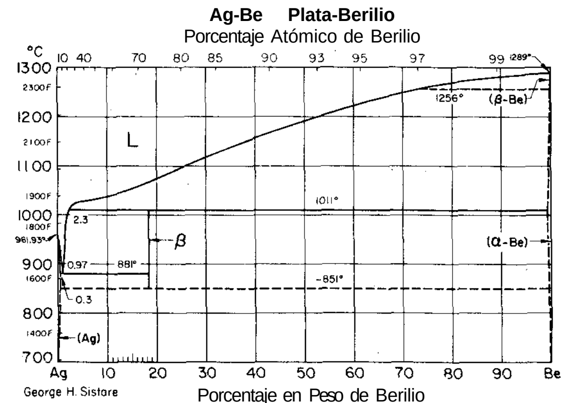
Ag-Al Plata Aluminio

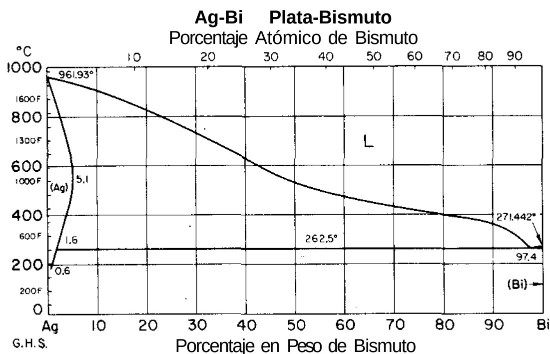


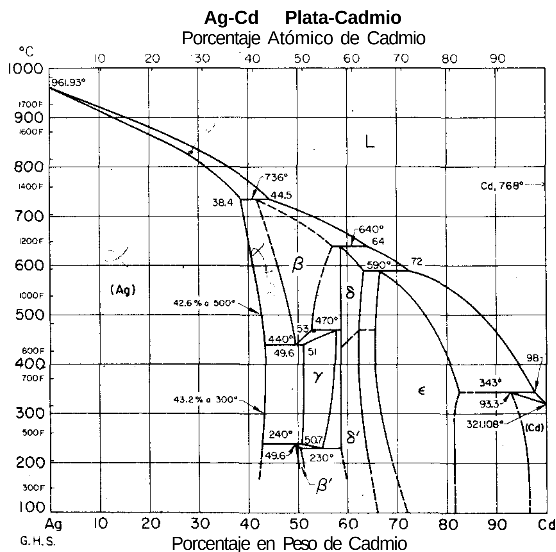
Ag-Au Plata-Oro

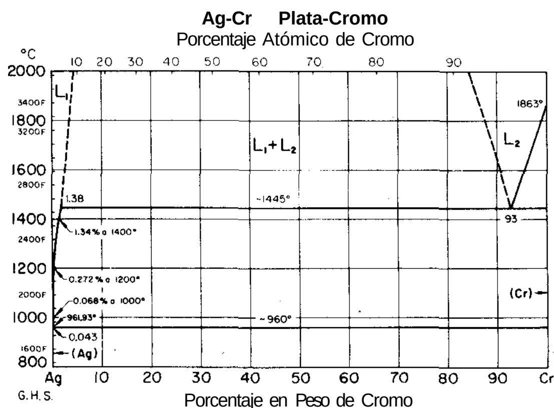


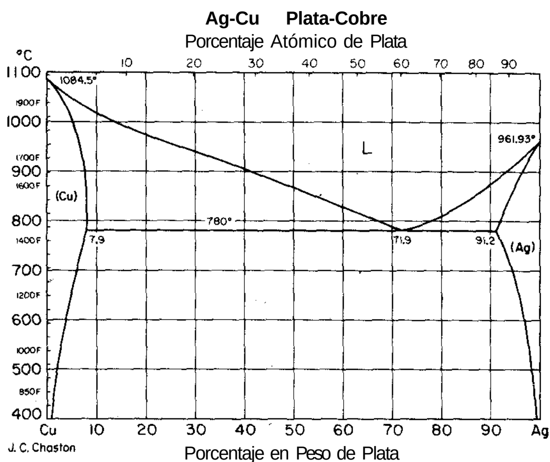
Ag-Be Plata-Berilio

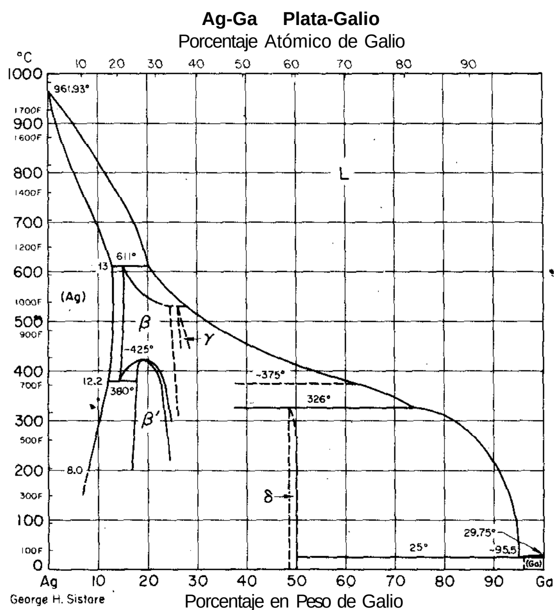


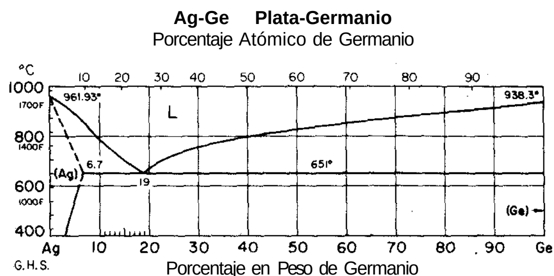

Ag-Bi Plata-Bismuto
Porcentaje Atómico de Bismuto
°C
961.93°
L
5.1
(Ag)
271.442°
1.6
262.5°
97.4
0.6
(Bi)
Ag
Bi
G.H.S.
Porcentaje en Peso de Bismuto


Ag-Cd Plata-Cadmio
Porcentaje Atómico de Cadmio
°C
961.93°
L
736°
44.5
38.4
Cd, 768°
640°
64
590°
72
(Ag)
42.6% a 500°
440°
49.6
53
470°
51
98
343°
93.3
321.108°
(Cd)
43.2% a 300°
240°
50.7
49.6
230°
Ag
Cd
G.H.S.
Porcentaje en Peso de Cadmio

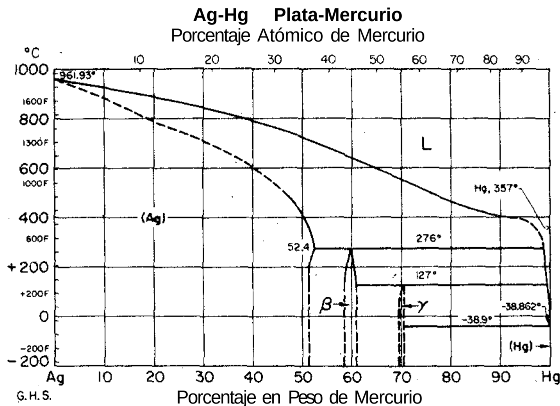

Ag-Cr Plata-Cromo
Porcentaje Atómico de Cromo
°C
L1
L1+L2
L2
1863°
1.38
~1445°
93
1.34% a 1400°
0.272% a 1200°
0.068% a 1000°
961.93°
~960°
0.043
(Ag)
(Cr)
Ag
Cr
G.H.S.
Porcentaje en Peso de Cromo


Ag-Cu Plata-Cobre
Porcentaje Atómico de Plata
°C
1084.5°
961.93°
L
(Cu)
780°
7.9
71.9
91.2
(Ag)
Cu 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Ag
J. C. Chaston
Porcentaje en Peso de Plata

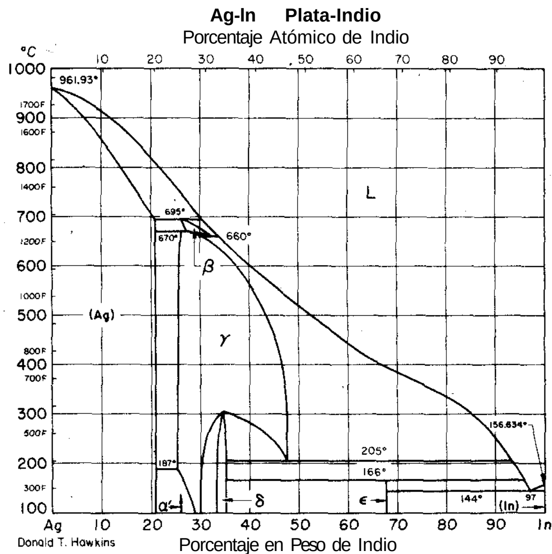

Ag-Ga Plata-Galio
Porcentaje Atómico de Galio
°C
961.93°
L
611°
13
(Ag)
~425°
12.2
380°
~375°
326°
8.0
29.75°
25°
~95.5
(Ga)
Ag 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Ga
George H. Sistare
Porcentaje en Peso de Galio


Ag-Ge Plata-Germanio
Porcentaje Atómico de Germanio
°C
961.93°
938.3°
L
6.7
651°
(Ag)
19
(Ge)
Ag 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Ge
G. H. S.
Porcentaje en Peso de Germanio

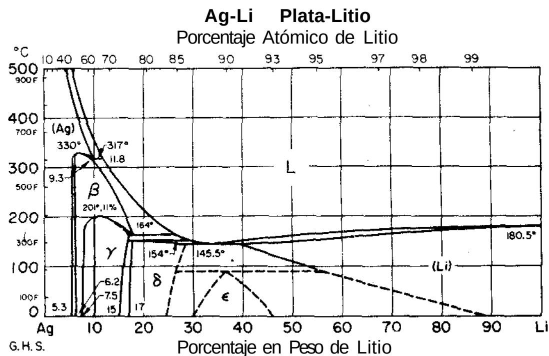
Ag-Hg Plata-Mercurio

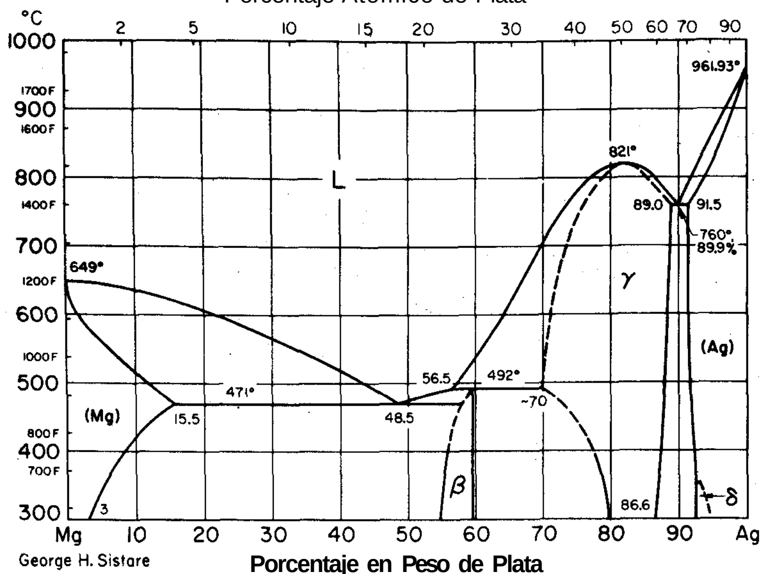


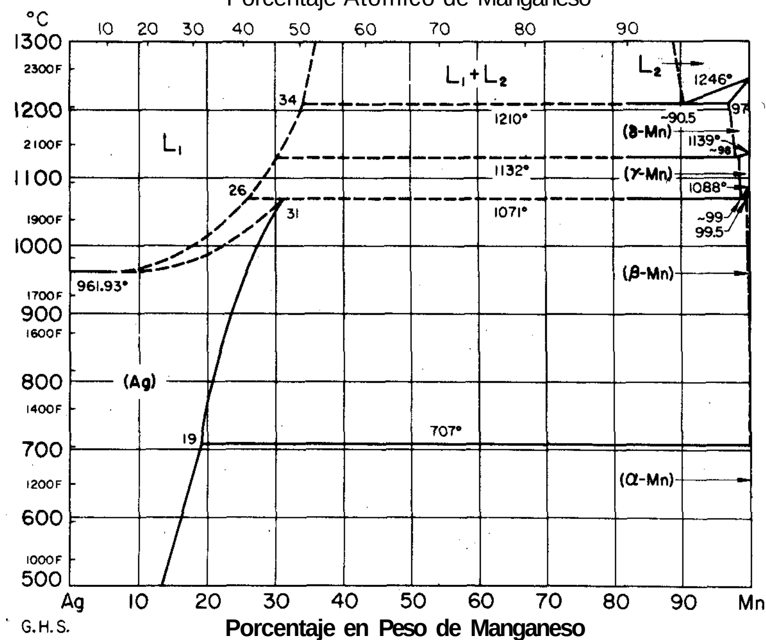
Ag-In Plata-Indio

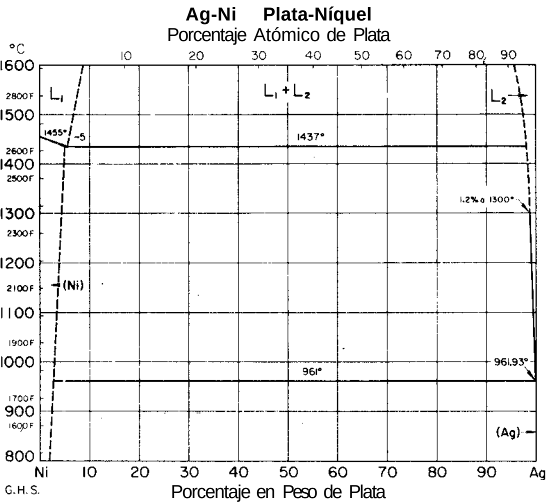


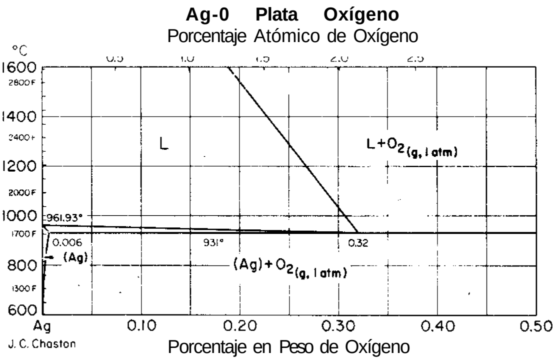
Ag-Li Plata-Litio

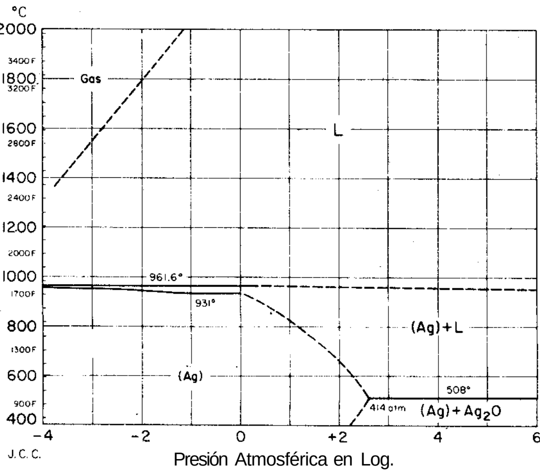



Ag-Mg Plata-Magnesio
Porcentaje Atómico de Plata
°C
2 5 10 15 20 30 40 50 60 70 90
1000
1700F
900
1600F
800
1400F
700
1200F
600
1000F
500
800F
400
700F
300
961.93°
821°
L
89.0
91.5
760°
89.9%
649°
γ
(Ag)
56.5
492°
471°
~70
(Mg)
15.5
48.5
β
86.6
δ
3
Mg 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Ag
George H. Sistare
Porcentaje en Peso de Plata

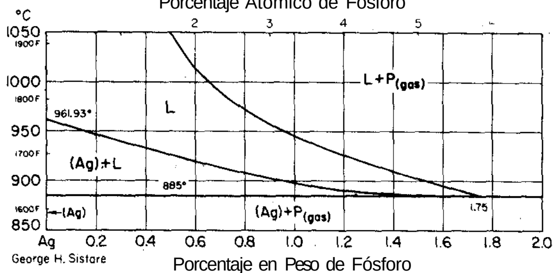

Ag-Mn Plata-Manganeso
Porcentaje Atómico de Manganeso
°C
10 20 30 40 50 60 70 80 90
1300
2300F
1200
2100F
1100
1900F
1000
1700F
900
1600F
800
1400F
700
1200F
600
1000F
500
L₁+L₂
L₂
1246°
34
1210°
~90.5
97
L₁
(δ-Mn)
1139°
~98
1132°
(γ-Mn)
26
1088°
31
1071°
~99
99.5
961.93°
(β-Mn)
(Ag)
19
707°
(α-Mn)
Ag 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Mn
G.H.S.
Porcentaje en Peso de Manganeso


Ag-Ni Plata-Níquel
Porcentaje Atómico de Plata
°C
10 20 30 40 50 60 70 80 90
1600
2800F
1500
2600F
1400
2500F
1300
2300F
1200
2100F
1100
1900F
1000
1700F
900
1600F
800
L₁
L₁ + L₂
L₂
1455°
~5
1437°
1.2% a 1300°
(Ni)
961.93°
961°
(Ag)
Ni 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Ag
G.H.S.
Porcentaje en Peso de Plata

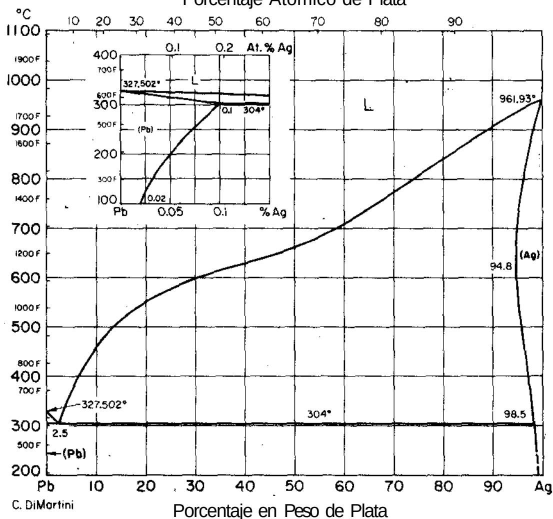

Ag-0 Plata Oxígeno
Porcentaje Atómico de Oxígeno
°C
1600
2800F
1400
2400F
1200
2000F
1000
1700F
800
1300F
600
L
L+O₂(g, 1 atm)
961.93°
0.006
931°
0.32
(Ag)
(Ag)+O₂(g, 1 atm)
Ag 0.10 0.20 0.30 0.40 0.50
J. C. Chaston
Porcentaje en Peso de Oxígeno


°C
2000
3400F
1800
3200F
1600
2800F
1400
2400F
1200
2000F
1000
1700F
800
1300F
600
900F
400
Gas
L
961.6°
931°
(Ag)+L
(Ag)
508°
414 atm
(Ag)+Ag₂O
−4 −2 0 +2 4 6
J.C.C.
Presión Atmosférica en Log.

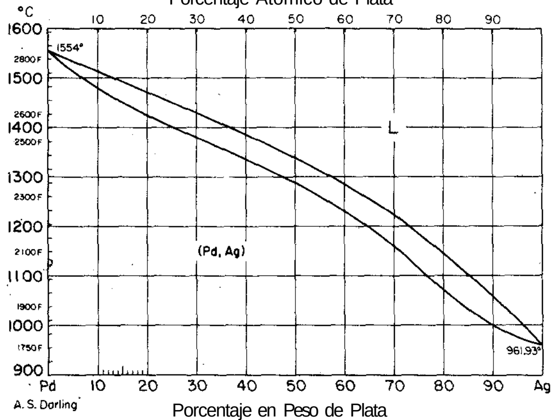
Ag-P Plata-Fósforo

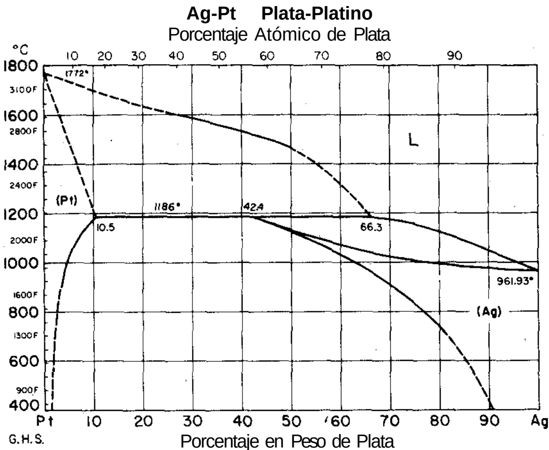


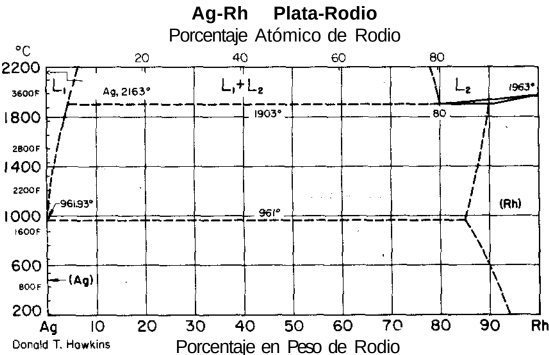
Ag-Pb Plata-Plomo

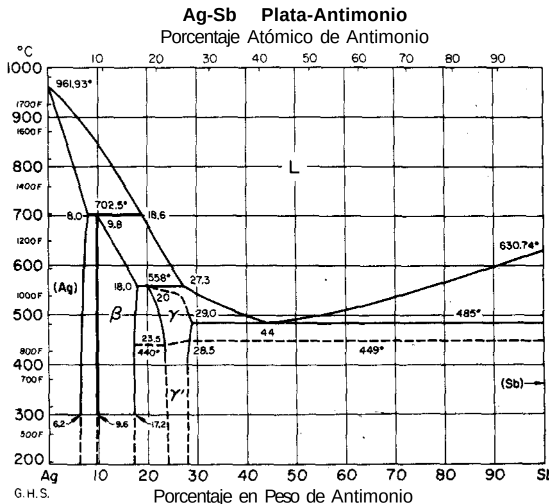


Ag-Pd Plata-Paladio

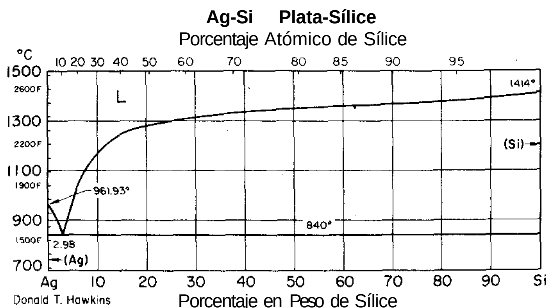



Ag-Pt Plata-Platino
Porcentaje Atómico de Plata
Porcentaje en Peso de Plata
G.H.S.
1772°
1186°
42.4
10.5
66.3
961.93°
(Pt)
(Ag)
L

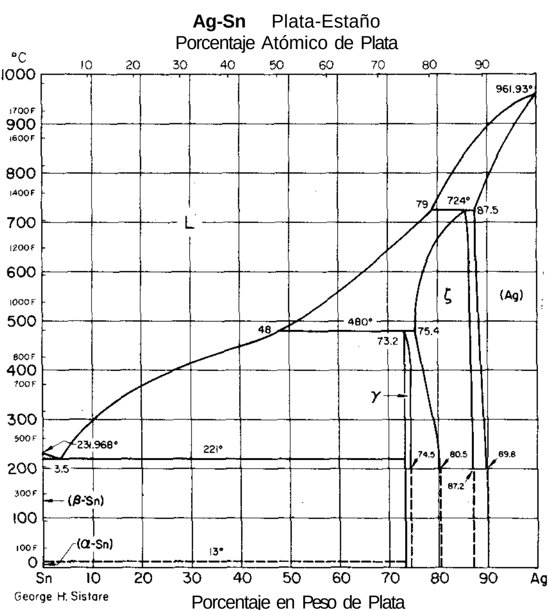

Ag-Rh Plata-Rodio
Porcentaje Atómico de Rodio
Porcentaje en Peso de Rodio
Donald T. Howkins
Ag, 2163°
L1+L2
1963°
1903°
961.93°
961°
(Rh)
(Ag)


Ag-Sb Plata-Antimonio
Porcentaje Atómico de Antimonio
Porcentaje en Peso de Antimonio
G.H.S.
961.93°
702.5°
8.0
9.8
18.6
630.74°
(Ag)
18.0
558°
27.3
29.0
485°
44
449°
440°
28.5
(Sb)
L

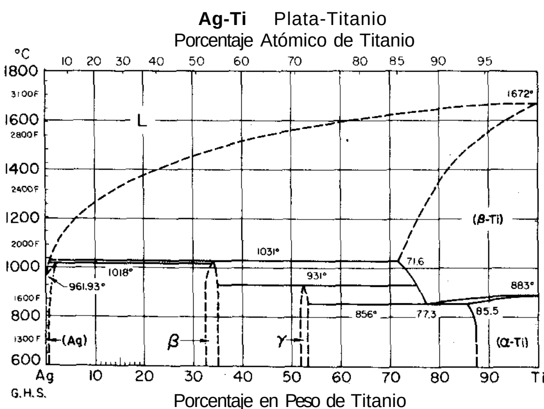
Ag-Si **Plata-Sílice**

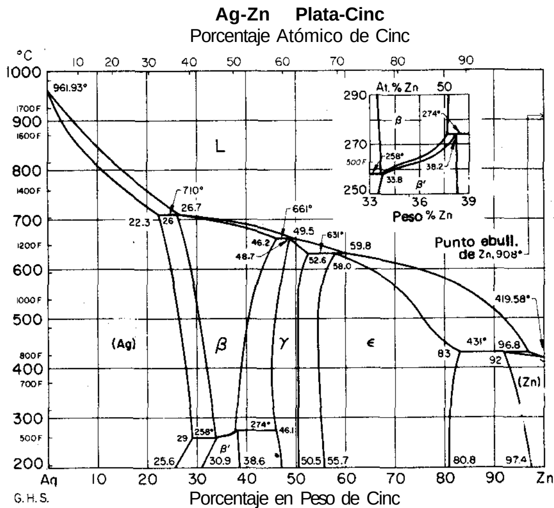


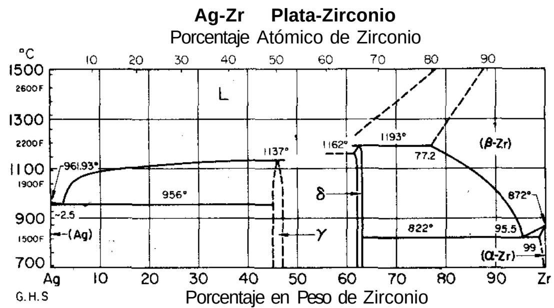
Ag-Sn Plata-Estaño

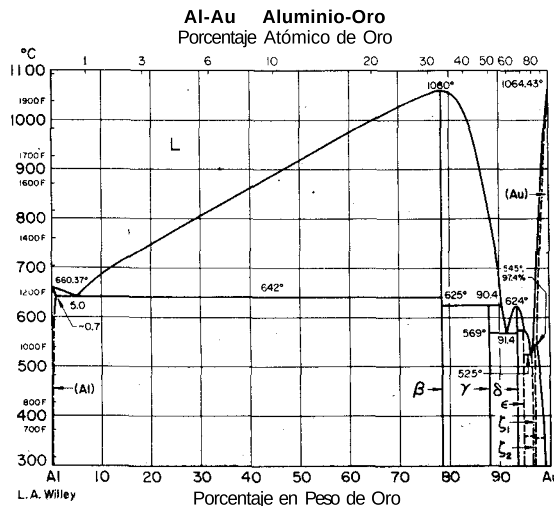


Ag-Ti Plata-Titanio

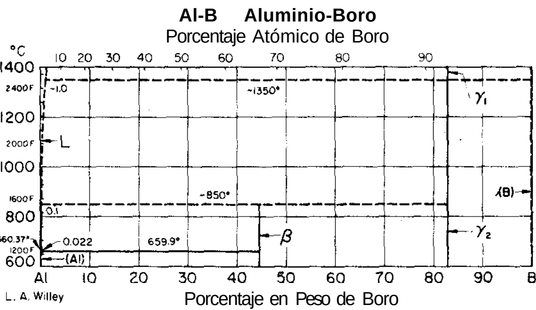


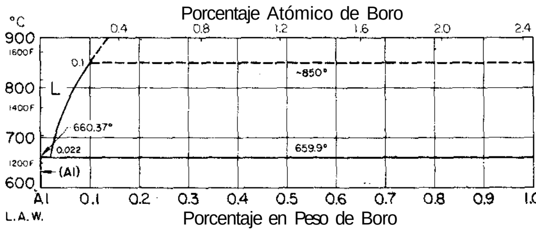

Ag-Zn Plata-Cinc
Porcentaje Atómico de Cinc
°C
961.93°
L
710°
26.7
22.3
26
661°
49.5
46.2
48.7
631°
59.8
52.6
58.0
Punto ebull. de Zn, 908°
419.58°
(Ag)
β
γ
ϵ
431°
96.8
83
92
(Zn)
258°
29
274°
46.1
β'
25.6
30.9
38.6
50.5
55.7
80.8
97.4
At. % Zn
274°
258°
33.8
38.2
Peso % Zn
G. H. S.
Porcentaje en Peso de Cinc


Ag-Zr Plata-Zirconio
Porcentaje Atómico de Zirconio
°C
L
1162°
1193°
77.2
(β-Zr)
1137°
961.93°
956°
δ
872°
~2.5
822°
95.5
(Ag)
γ
99
(α-Zr)
G. H. S
Porcentaje en Peso de Zirconio

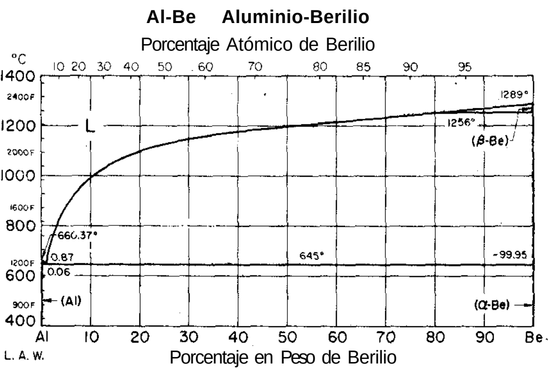

Al-Au Aluminio-Oro
Porcentaje Atómico de Oro
°C
1060°
1064.43°
L
(Au)
545°
97.4%
660.37°
642°
625°
90.4
624°
5.0
~0.7
569°
91.4
525°
(Al)
β
γ
δ
ϵ
ζ₁
ζ₂
L. A. Willey
Porcentaje en Peso de Oro

Al-B Aluminio-Boro

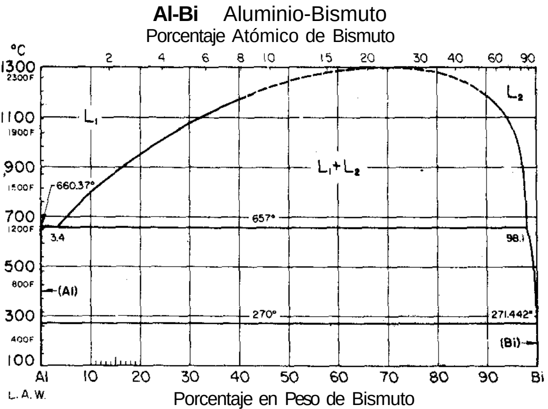




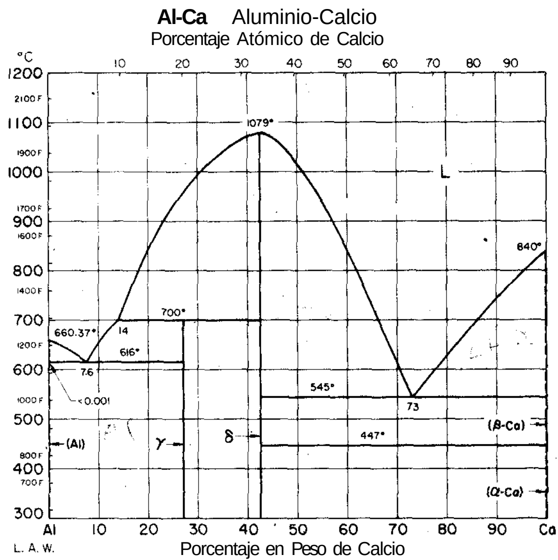
Al-Be Aluminio-Berilio

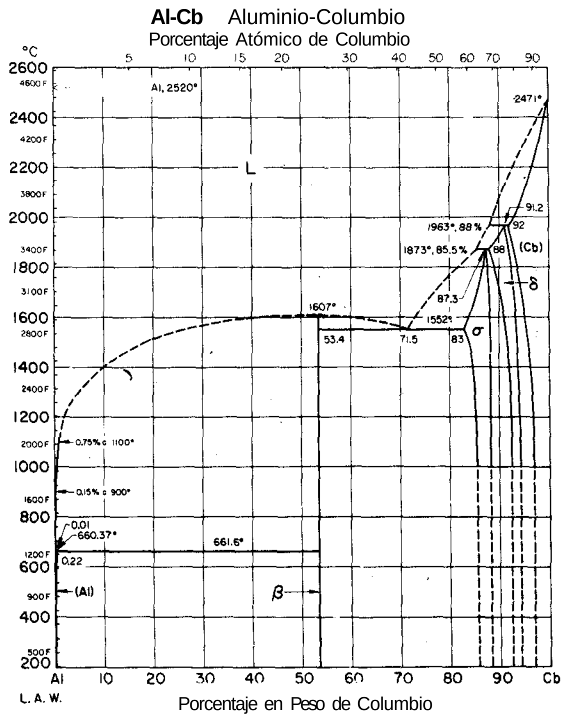


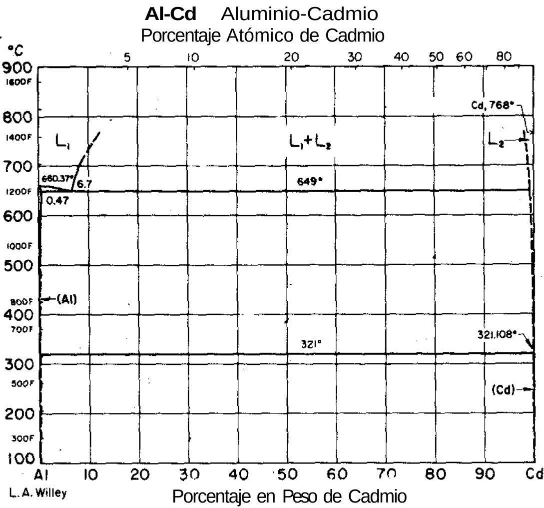
Al-Bi Aluminio-Bismuto



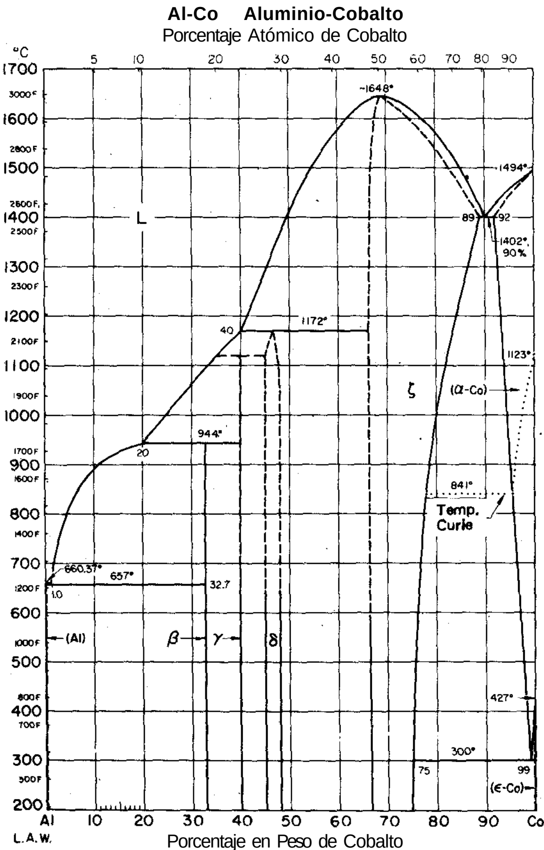
DIAGRAMAS DE EQUILIBRIO DE ALEACIONES BINARIAS





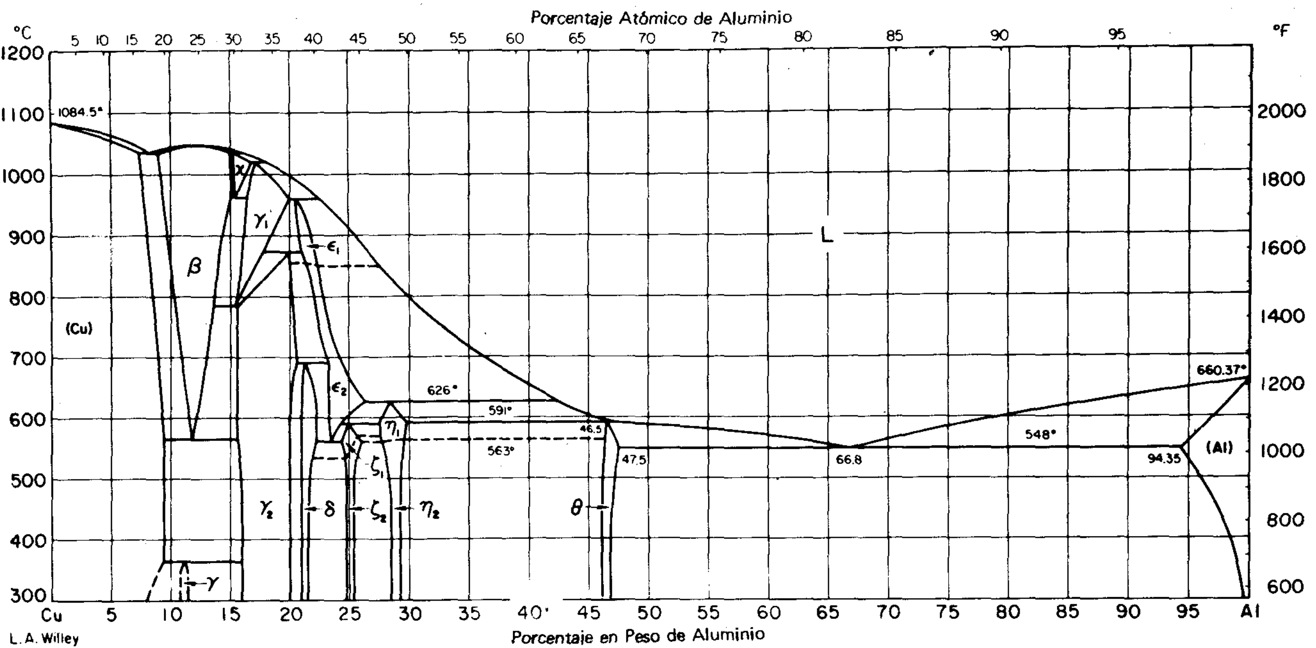


Al-Cd Aluminio-Cadmio
Porcentaje Atómico de Cadmio
°C
L₁
L₁+L₂
L₂
Cd, 768°
660.37°
6.7
649°
0.47
(Al)
321.108°
321°
(Cd)
Al
Cd
L. A. Willey
Porcentaje en Peso de Cadmio



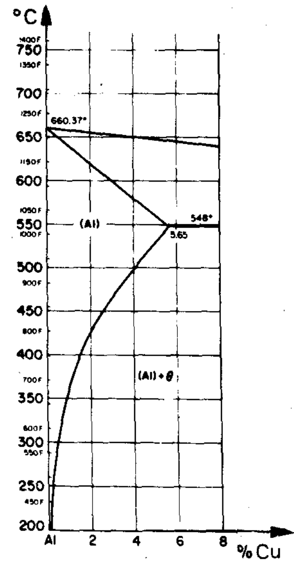
Al-Co Aluminio-Cobalto
Porcentaje Atómico de Cobalto
°C
~1648°
1494°
L
89
92
1402°, 90%
40
1172°
1123°
ζ
(α-Co)
944°
20
841°
Temp. Curie
660.37°
657°
32.7
1.0
(Al)
β
γ
δ
427°
300°
75
99
(ε-Co)
Al
Co
L. A. W.
Porcentaje en Peso de Cobalto

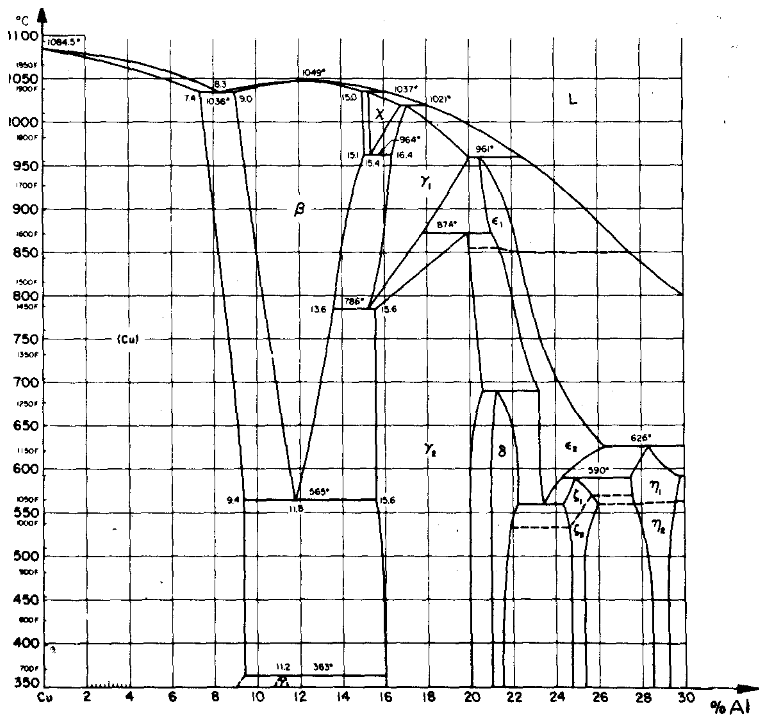
Al-Cu Aluminio-Cobre

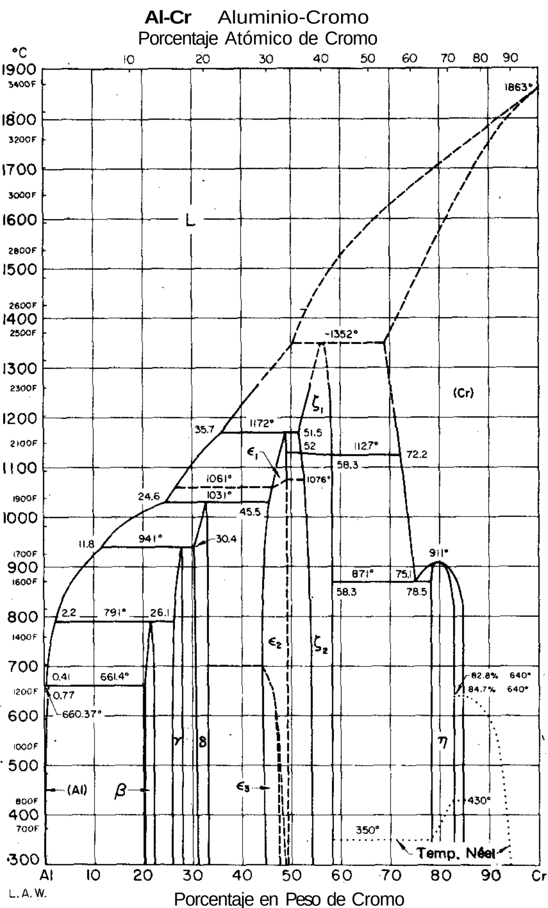


Ver detalles al dorso

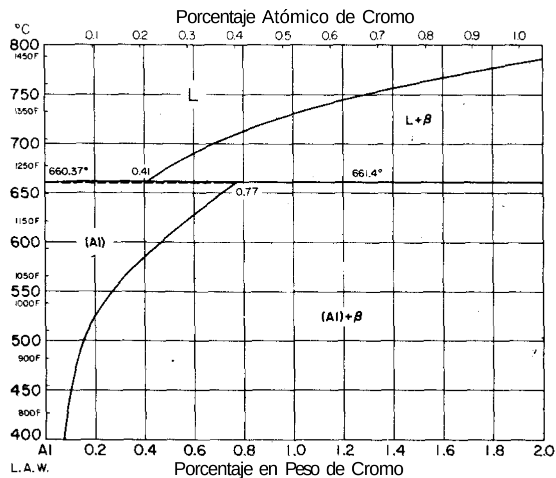
Detalles del
Diagrama Al-Cu



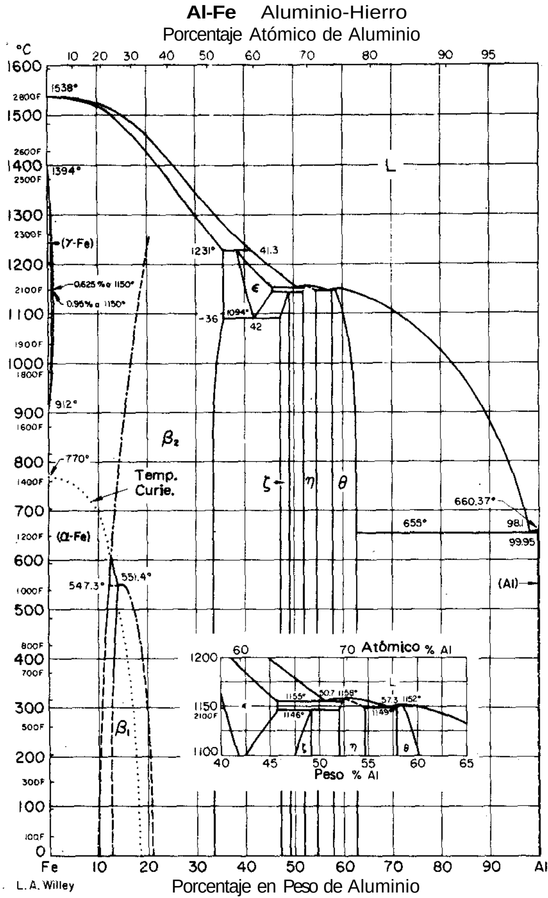


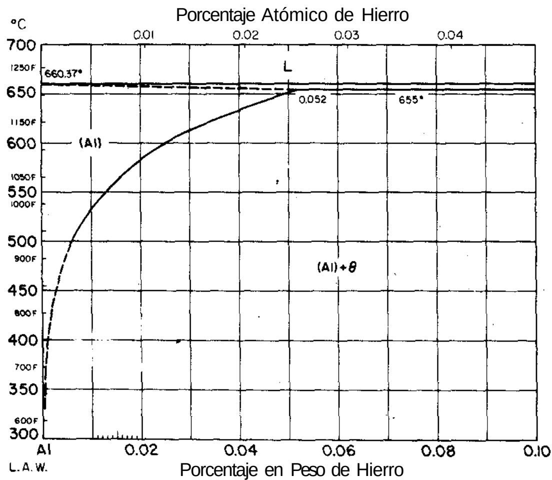


Al-Cr Aluminio-Cromo
Porcentaje Atómico de Cromo
°C
L
~1352°
1863°
(Cr)
1172°
35.7
51.5
52
1127°
72.2
58.3
1061°
1076°
1031°
24.6
45.5
941°
30.4
11.8
911°
871°
75.1
58.3
78.5
2.2
791°
26.1
0.41
661.4°
0.77
660.37°
82.8% 640°
84.7% 640°
430°
350°
Temp. Néel
(Al)
L. A. W.
Porcentaje en Peso de Cromo

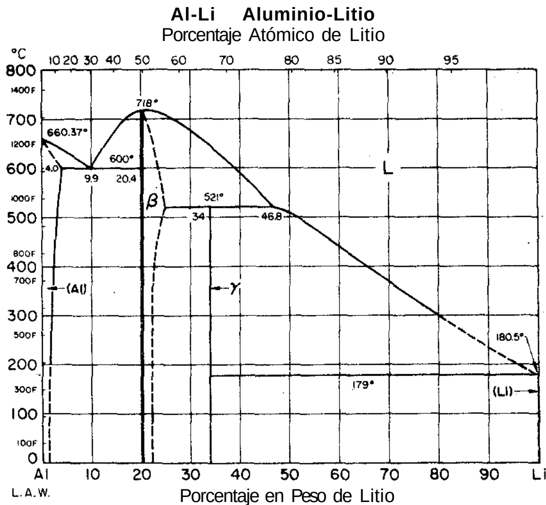


Porcentaje Atómico de Cromo
°C
L
L+β
660.37°
0.41
661.4°
0.77
(Al)
(Al)+β
L. A. W.
Porcentaje en Peso de Cromo

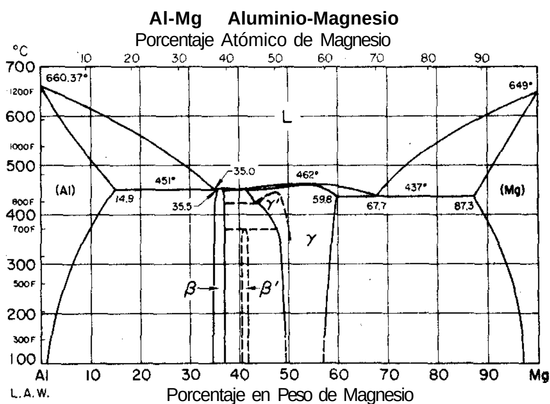

Al-Fe Aluminio-Hierro
Porcentaje Atómico de Aluminio
°C
1538°
1394°
L
1231°
41.3
(γ-Fe)
0.625% a 1150°
0.95% a 1150°
-36
1094°
42
ε
912°
β2
770°
Temp. Curie.
ζ
η
θ
660.37°
655°
98.1
99.95
(α-Fe)
551.4°
547.3°
(Al)
β1
Atómico % Al
Peso % Al
1155°
50.7
1158°
57.3
1152°
1146°
1149°
Porcentaje en Peso de Aluminio
L. A. Willey

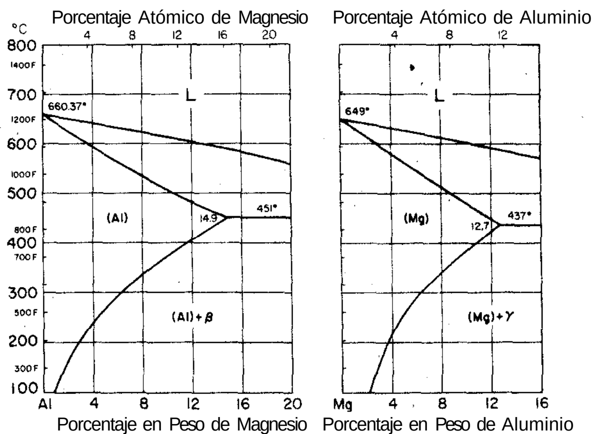

Porcentaje Atómico de Hierro
°C
660.37°
L
0.052
655°
(Al)
(Al)+θ
Porcentaje en Peso de Hierro
L. A. W.

Al-Li Aluminio-Litio



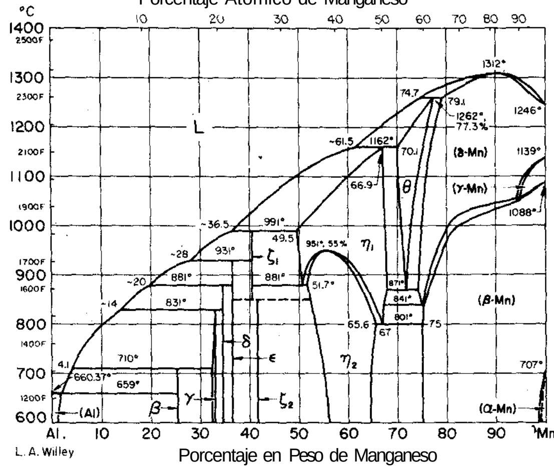
Al-Mg Aluminio-Magnesio





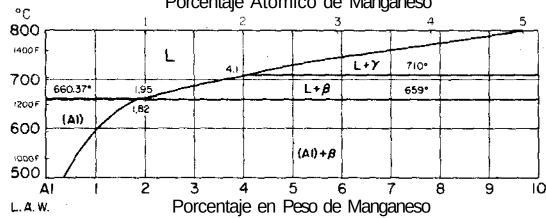
Al-Mn Aluminio-Manganeso

Porcentaje Atómico de Manganeso



Porcentaje en Peso de Manganeso

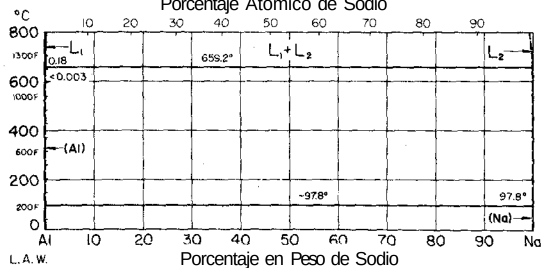
Porcentaje Atómico de Manganeso



Porcentaje en Peso de Manganeso

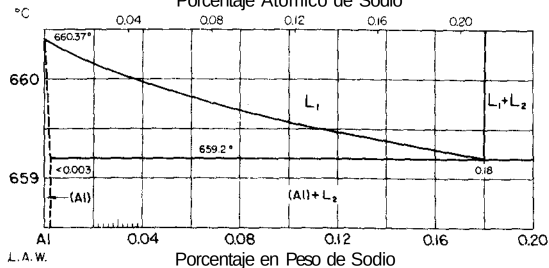
Al-Na Aluminio-Sodio

Porcentaje Atómico de Sodio

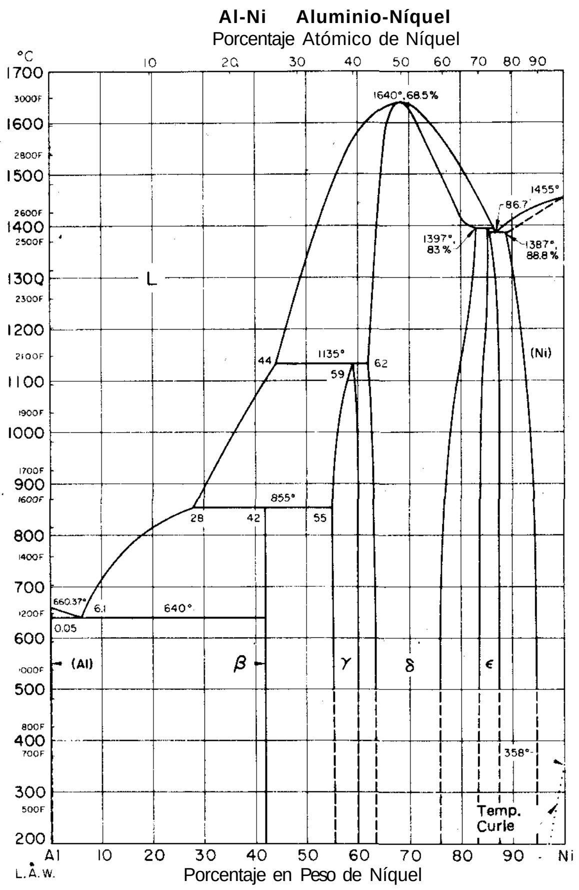


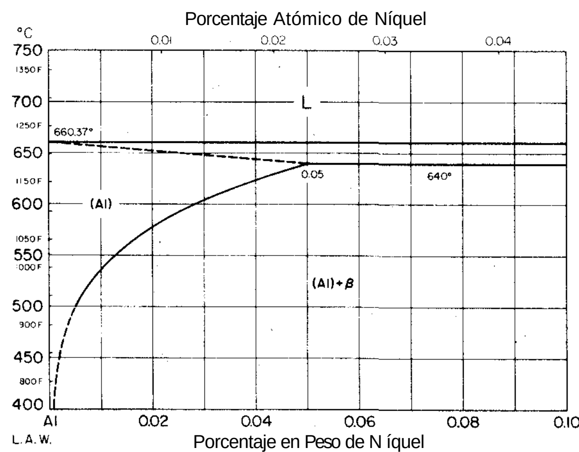
Porcentaje en Peso de Sodio

Porcentaje Atómico de Sodio

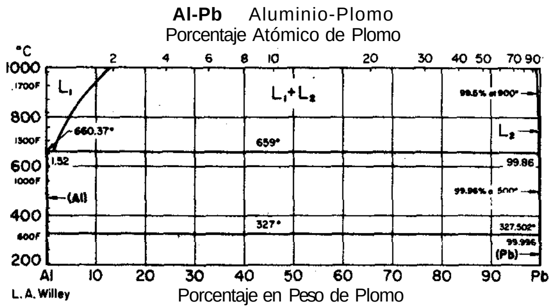


Porcentaje en Peso de Sodio

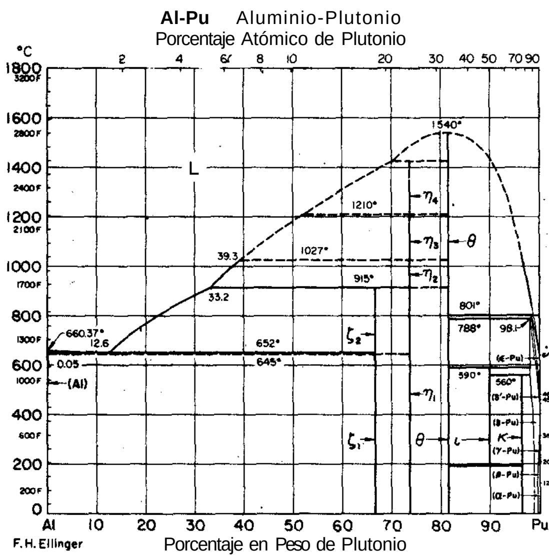

Al-Ni Aluminio-Níquel
Porcentaje Atómico de Níquel
°C
1640°, 68.5%
1455°
86.7
1397°, 83 %
1387°, 88.8 %
L
(Ni)
44
1135°
62
59
855°
28
42
55
660.37°
6.1
640°
0.05
(Al)
β
γ
δ
ϵ
358°
Temp. Curie
Porcentaje en Peso de Níquel
L. A. W.


Porcentaje Atómico de Níquel
°C
L
660.37°
0.05
640°
(Al)
(Al)+β
Porcentaje en Peso de N íquel
L. A. W.

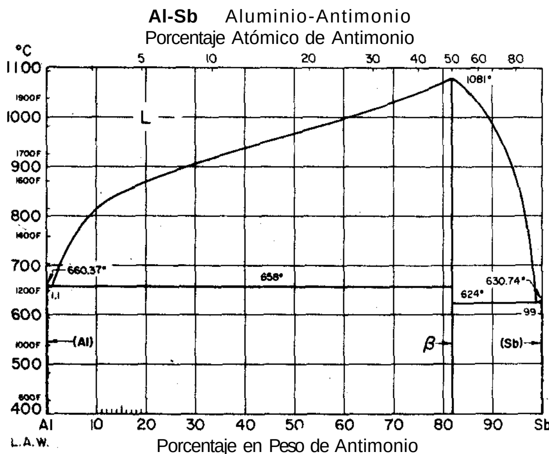
Al-Pb Aluminio-Plomo



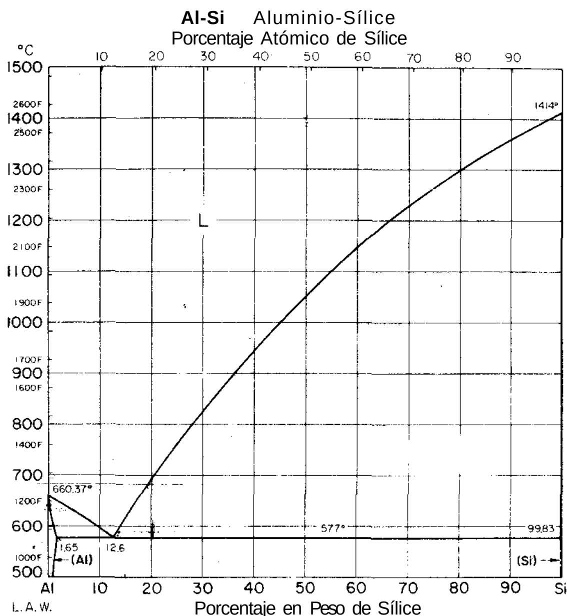
Al-Pu Aluminio-Plutonio

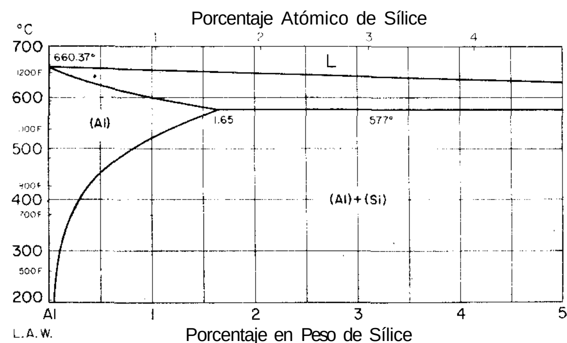


Al-Sb Aluminio-Antimonio

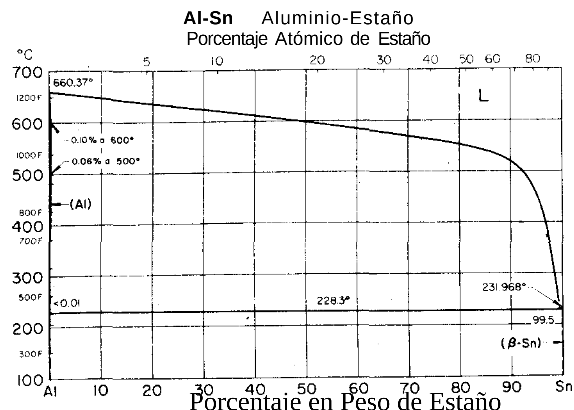


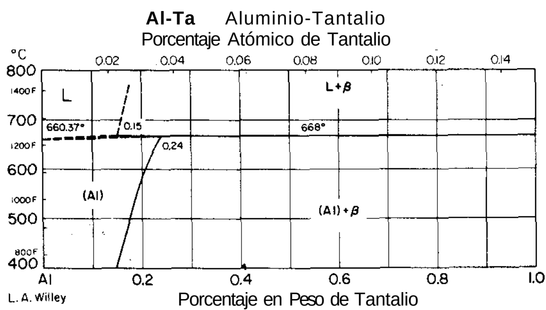
Al-Si Aluminio-Sílice

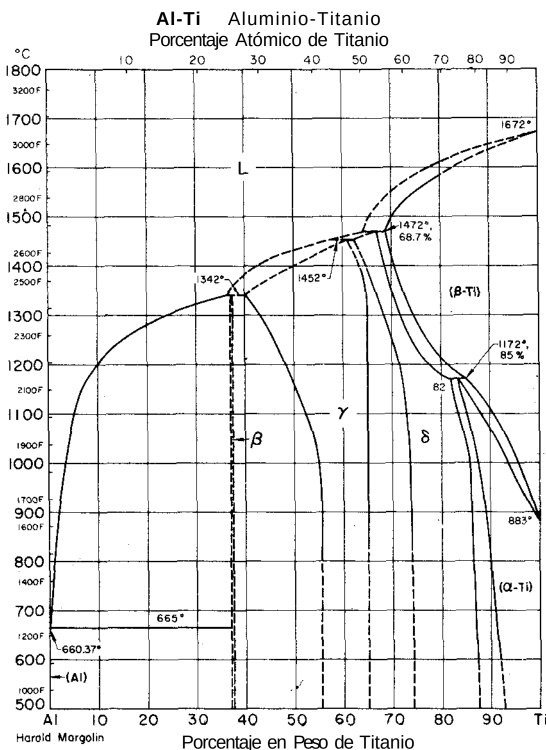


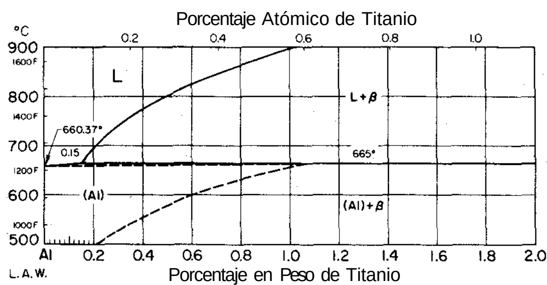


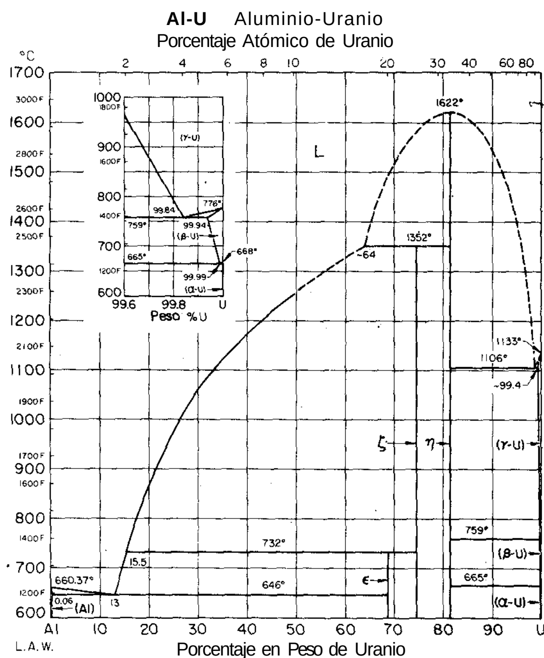
Al-Sn Aluminio-Estaño



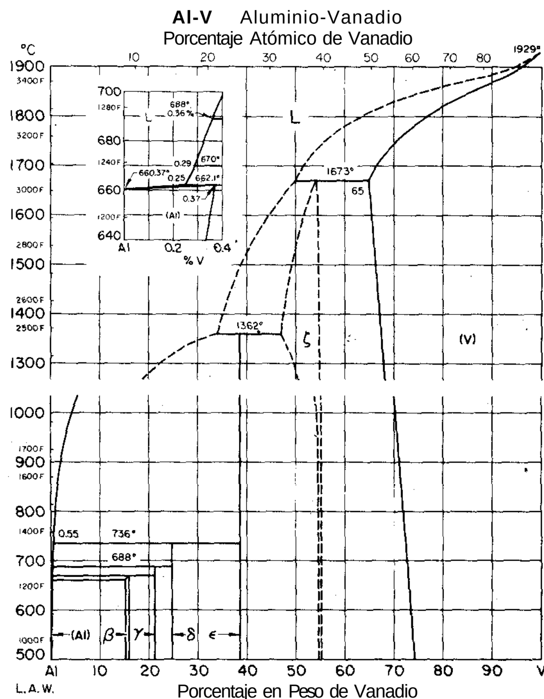

Al-Ta Aluminio-Tantalio
Porcentaje Atómico de Tantalio
°C
800
700
600
500
400
1400F
1200F
1000F
800F
0.02
0.04
0.06
0.08
0.10
0.12
0.14
L
L+β
660.37°
0.15
668°
0.24
(Al)
(Al)+β
Al
0.2
0.4
0.6
0.8
1.0
L. A. Willey
Porcentaje en Peso de Tantalio


Al-Ti Aluminio-Titanio
Porcentaje Atómico de Titanio
°C
1800
1700
1600
1500
1400
1300
1200
1100
1000
900
800
700
600
500
3200F
3000F
2800F
2600F
2500F
2300F
2100F
1900F
1700F
1600F
1400F
1200F
1000F
10
20
30
40
50
60
70
80
90
1672°
L
1472°,
68.7%
1342°
1452°
(β-Ti)
1172°,
85%
82
γ
β
δ
883°
(α-Ti)
665°
660.37°
(Al)
Al
10
20
30
40
50
60
70
80
90
Ti
Harold Margolin
Porcentaje en Peso de Titanio


Porcentaje Atómico de Titanio
°C
900
800
700
600
500
1600F
1400F
1200F
1000F
0.2
0.4
0.6
0.8
1.0
L
L+β
660.37°
0.15
665°
(Al)
(Al)+β
Al
0.2
0.4
0.6
0.8
1.0
1.2
1.4
1.6
1.8
2.0
L. A. W.
Porcentaje en Peso de Titanio



Al-U Aluminio-Uranio
Porcentaje Atómico de Uranio
Porcentaje en Peso de Uranio
Peso %U
L
1622°
1352°
1133°
1106°
~99.4
~64
732°
15.5
660.37°
646°
0.06
13
(Al)
ζ
η
ε
(γ-U)
(β-U)
(α-U)
759°
665°
776°
668°
99.84
99.94
99.99
L.A.W.



Al-V Aluminio-Vanadio
Porcentaje Atómico de Vanadio
Porcentaje en Peso de Vanadio
1929°
L
1673°
65
1362°
ζ
(V)
688°
0.36%
670°
0.29
660.37°
0.25
662.1°
0.37
(Al)
% V
0.55
736°
688°
(Al)
β
γ
δ
ε
L.A.W.

Al-W Aluminio-Tungsteno

Porcentaje Atómico de Tungsteno

Porcentaje en Peso de Tungsteno

L. A. Willey

Al-Zn Aluminio-Cinc

Porcentaje Atómico de Cinc

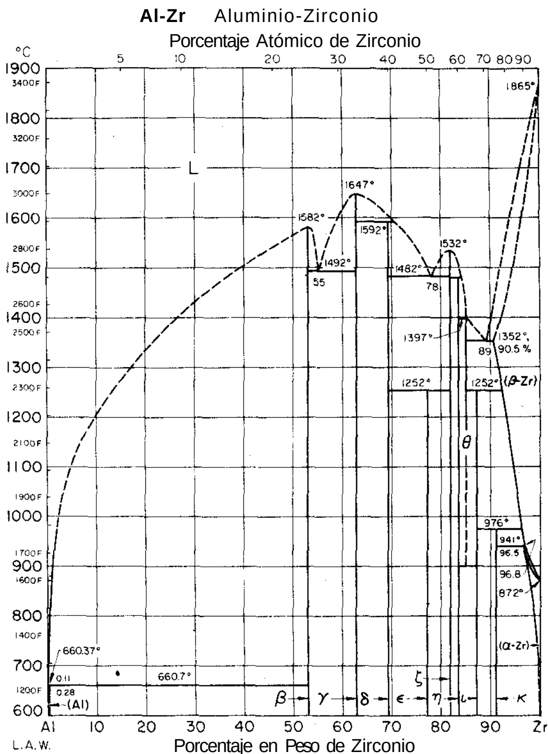
Porcentaje en Peso de Cinc

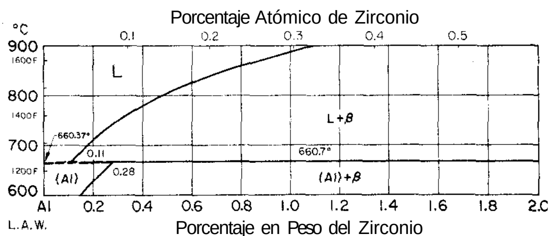
L. A. W.

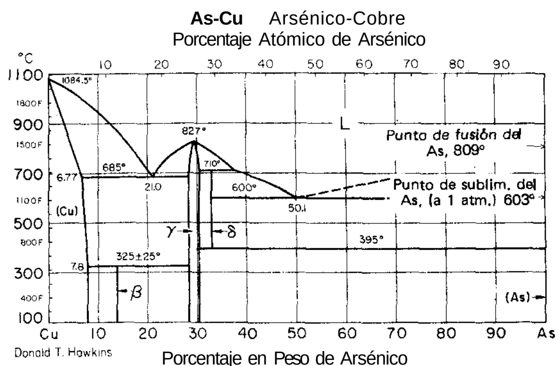
Porcentaje Atómico de Cinc

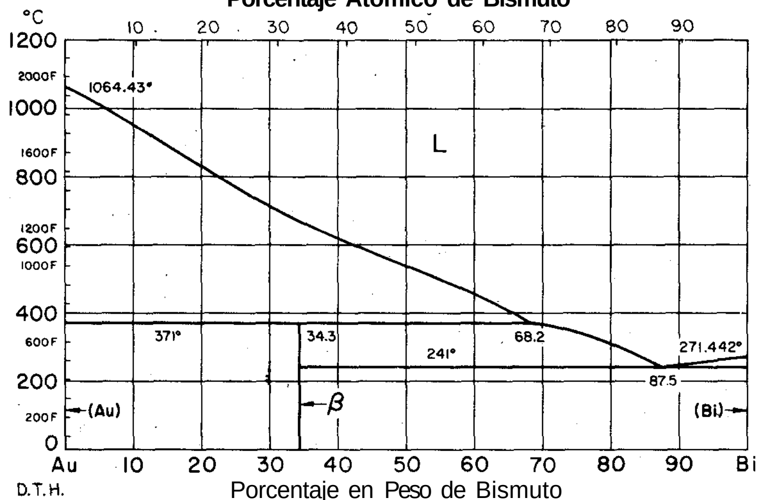
Porcentaje en Peso de Cinc

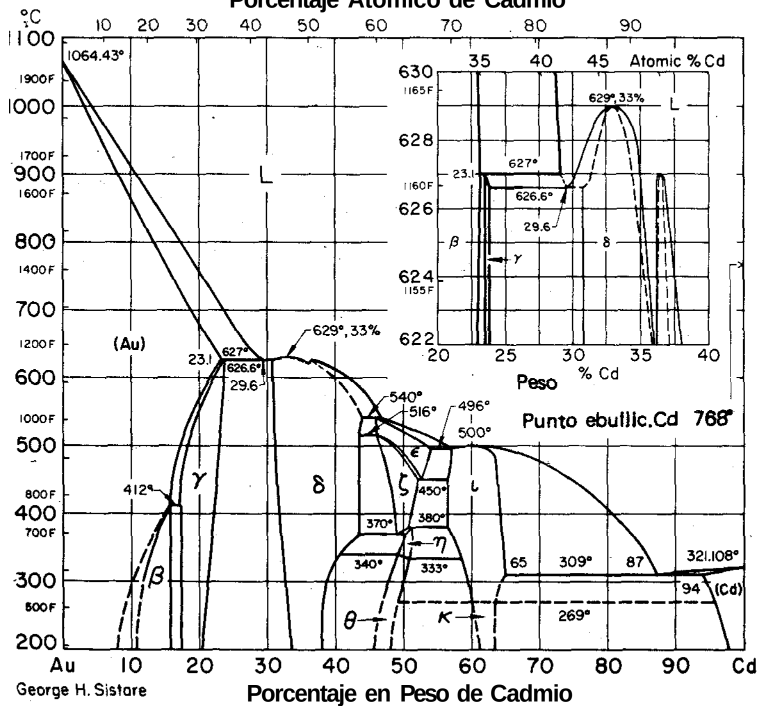
L. A. W.

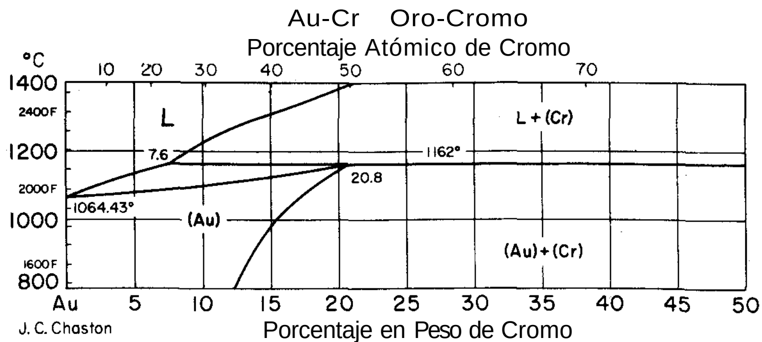

Al-Zr Aluminio-Zirconio
Porcentaje Atómico de Zirconio
°C
L
1865°
1647°
1582°
1592°
1532°
1492°
55
1482°
78
1397°
1352°, 90.5 %
89
1252°
1252°
(β-Zr)
θ
976°
941°
96.5
96.8
872°
(α-Zr)
660.37°
0.11
660.7°
0.28
(Al)
β
γ
δ
ε
ζ
η
ι
κ
L.A.W.
Porcentaje en Peso de Zirconio


Porcentaje Atómico de Zirconio
°C
L
L+β
660.37°
0.11
660.7°
(Al)
0.28
(Al)+β
L.A.W.
Porcentaje en Peso del Zirconio


As-Cu Arsénico-Cobre
Porcentaje Atómico de Arsénico
°C
1084.5°
L
827°
Punto de fusión del As, 809°
710°
685°
6.77
21.0
600°
Punto de sublim. del As, (a 1 atm.) 603°
50.1
(Cu)
γ
δ
395°
325±25°
7.8
β
(As)
Donald T. Hawkins
Porcentaje en Peso de Arsénico


Au-Bi Oro-Bismuto
Porcentaje Atómico de Bismuto
°C
1064.43°
L
371°
34.3
241°
68.2
271.442°
87.5
(Au)
β
(Bi)
Au
Bi
D.T.H.
Porcentaje en Peso de Bismuto


Au-Cd Oro-Cadmio
Porcentaje Atómico de Cadmio
°C
1064.43°
L
(Au)
23.1
627°
626.6°
29.6
629°, 33%
540°
516°
496°
500°
412°
γ
δ
ζ
ε
ι
450°
380°
370°
η
340°
333°
65
309°
87
321.108°
94
(Cd)
269°
β
θ
κ
Atomic % Cd
Peso
% Cd
Punto ebullic.Cd 768°
Au
Cd
George H. Sistare
Porcentaje en Peso de Cadmio



Au-Cu Oro-Cobre

Porcentaje Atómico de Oro

°C

10 20 30 40 50 60 70 80 90

1100
1950F
1050
1900F
1000
1800F
950
1700F
900

1084.5°

1064.43°

L

911° 80.1 %

α (Cu, Au)

450
800F
400
700F
350
600F
300
550F
250
450F
200

410° 75.6 %

390° 50.8 %

385°

α′

α″

285°

$α_1''$

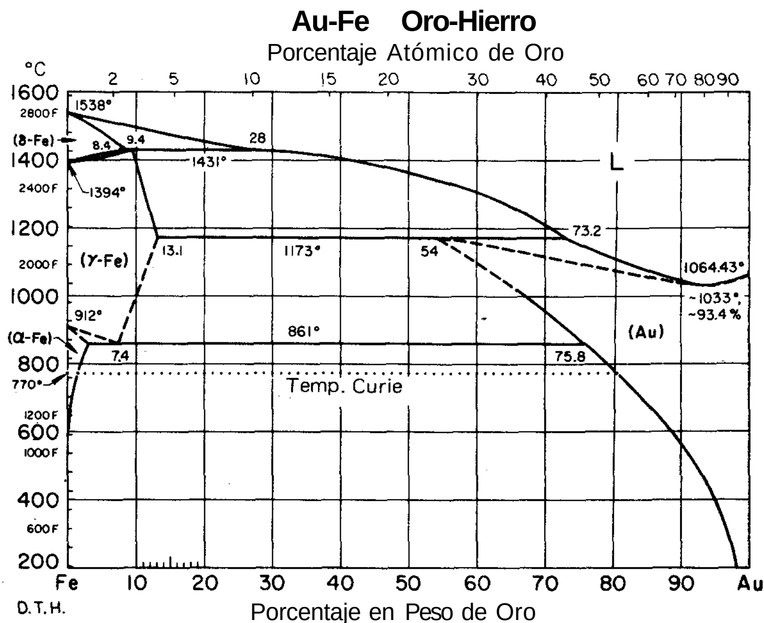
240°

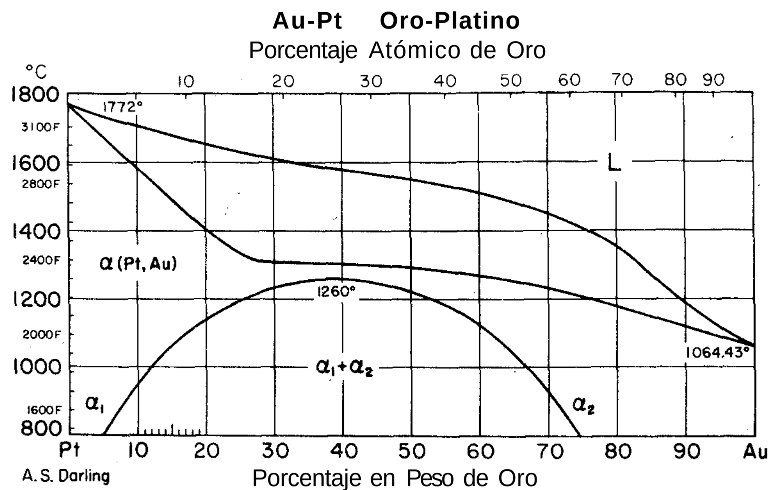
α‴

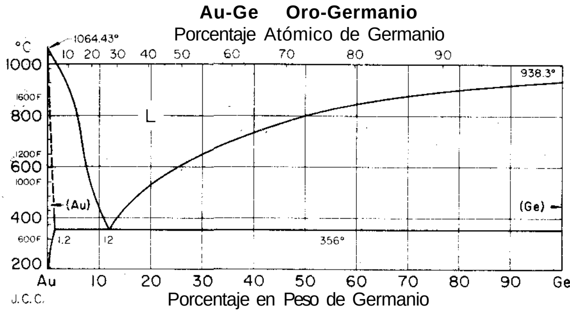
Cu 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Au

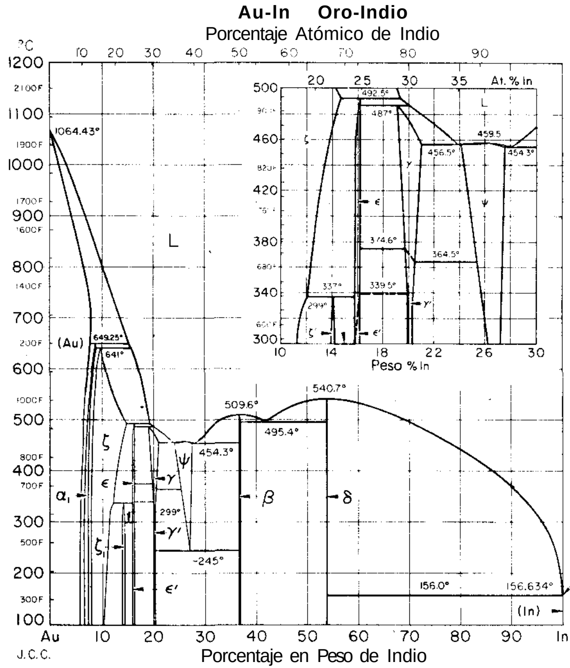
Donald T. Hawkins

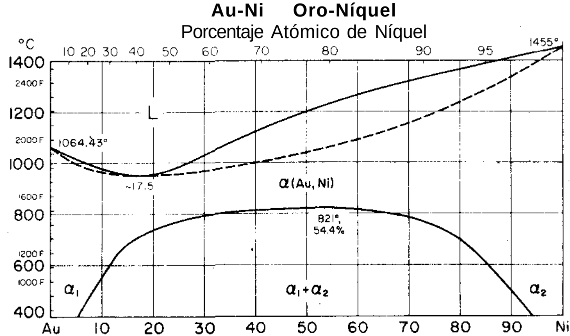
Porcentaje en Peso de Oro

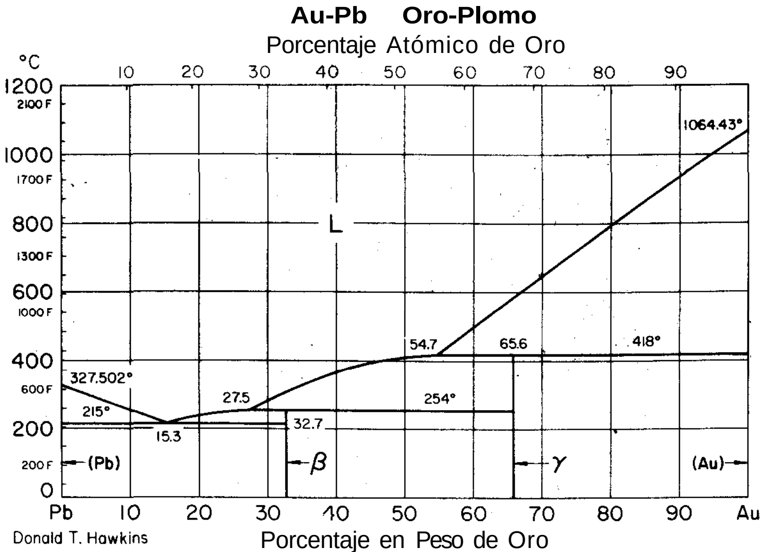

Au-Fe Oro-Hierro
Porcentaje Atómico de Oro
°C
2 5 10 15 20 30 40 50 60 70 80 90
1600
2800 F
1538°
(δ-Fe)
8.4
9.4
28
1400
1431°
L
2400 F
1394°
1200
73.2
13.1
1173°
54
2000 F
(γ-Fe)
1064.43°
1000
~1033°,
~93.4 %
912°
(α-Fe)
861°
(Au)
7.4
75.8
800
770°
Temp. Curie
1200 F
600
1000 F
400
600 F
200
Fe 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Au
D.T.H.
Porcentaje en Peso de Oro

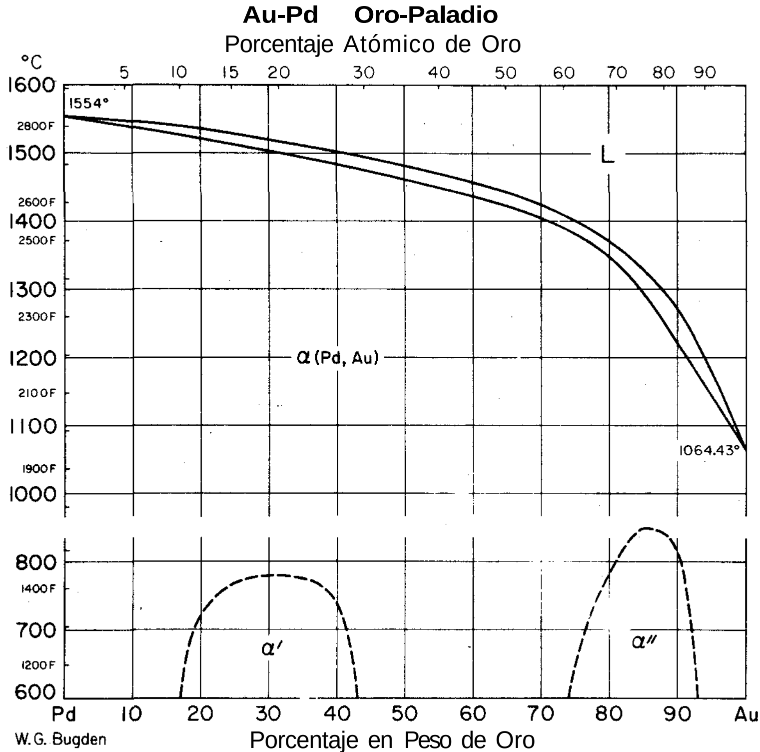

Au-Pt Oro-Platino
Porcentaje Atómico de Oro
°C
10 20 30 40 50 60 70 80 90
1800
1772°
3100 F
1600
L
2800 F
1400
2400 F
α (Pt, Au)
1200
1260°
2000 F
1064.43°
1000
α1+α2
1600 F
α1
α2
800
Pt 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Au
A. S. Darling
Porcentaje en Peso de Oro

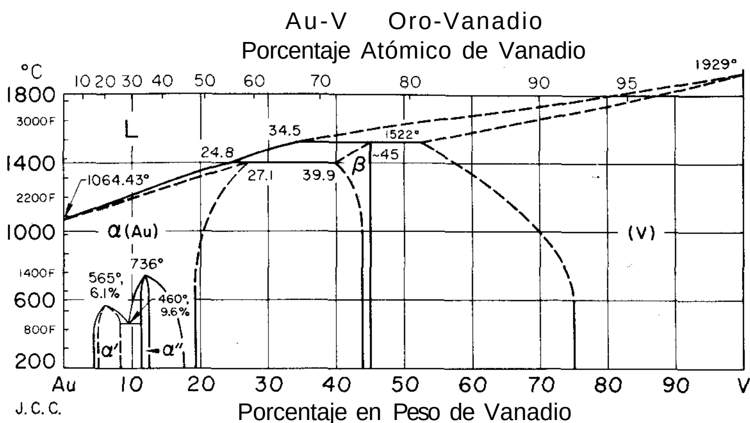

Au-Ge Oro-Germanio
Porcentaje Atómico de Germanio
°C
1064.43°
10 20 30 40 50 60 70 80 90
1000
1600F
800
1200F
600
1000F
400
600F
200
938.3°
L
(Au)
(Ge)
1.2
12
356°
Au 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Ge
J.C.C.
Porcentaje en Peso de Germanio


Au-In Oro-Indio
Porcentaje Atómico de Indio
°C
10 20 30 40 50 60 70 80 90
1200
2100F
1100
1900F
1000
1700F
900
1600F
800
1400F
700
1200F
600
1000F
500
800F
400
700F
300
500F
200
300F
100
1064.43°
L
(Au)
649.25°
641°
ζ
ε
γ
ψ
454.3°
299°
γ′
~245°
ε′
509.6°
495.4°
540.7°
β
δ
α₁
ζ₁
156.0°
156.634°
(In)
500
460
420
380
340
300
20 25 30 35 At. % In
492.5°
487°
459.5
456.5°
454.3°
374.6°
364.5°
337°
339.5°
299°
10 14 18 22 26 30
Peso % In
Au 10 20 30 40 50 60 70 80 90 In
J.C.C.
Porcentaje en Peso de Indio


Au-Ni Oro-Níquel
Porcentaje Atómico de Níquel
°C
10 20 30 40 50 60 70 80 90 95
1455°
1400
2400F
1200
2000F
1000
1600F
800
1200F
600
1000F
400
L
1064.43°
~17.5
α(Au, Ni)
821°, 54.4%
α₁
α₁+α₂
α₂
Au 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Ni


Au-Pb Oro-Plomo
Porcentaje Atómico de Oro
°C
10 20 30 40 50 60 70 80 90
1200
2100 F
1000
1700 F
800
1300 F
600
1000 F
400
600 F
200
200 F
0
L
1064.43°
54.7
65.6
418°
327.502°
27.5
254°
215°
32.7
15.3
(Pb)
β
γ
(Au)
Pb 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Au
Donald T. Hawkins
Porcentaje en Peso de Oro

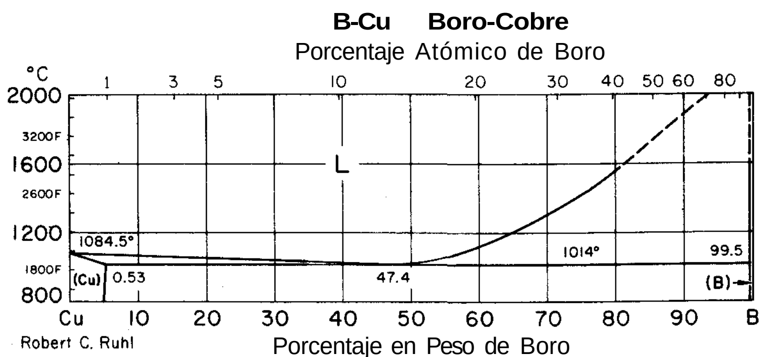

Au-Pd Oro-Paladio
Porcentaje Atómico de Oro
°C
5 10 15 20 30 40 50 60 70 80 90
1600
1554°
2800 F
1500
2600 F
1400
2500 F
1300
2300 F
1200
2100 F
1100
1900 F
1000
800
1400 F
700
1200 F
600
L
α (Pd, Au)
1064.43°
α′
α″
Pd 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Au
W.G. Bugden
Porcentaje en Peso de Oro

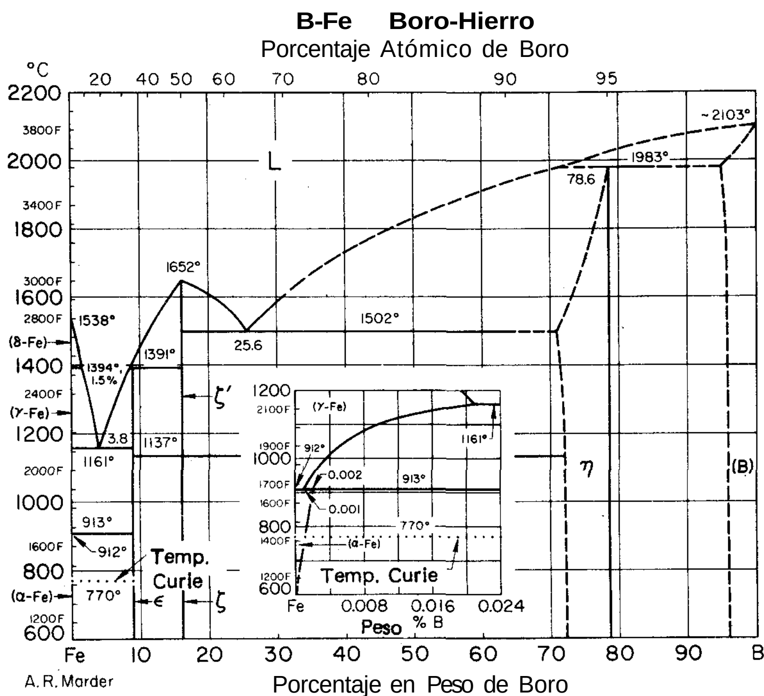


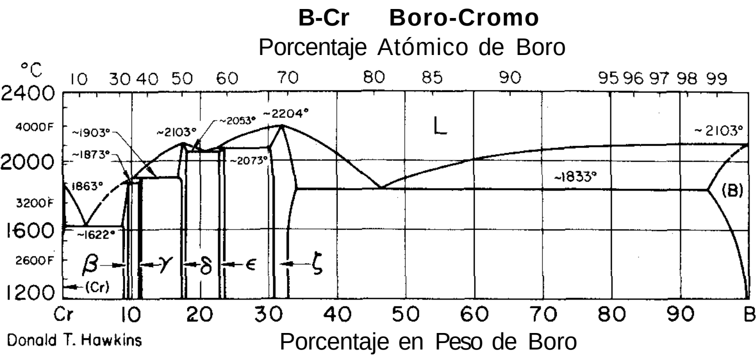
Au-Zn Oro-Cinc

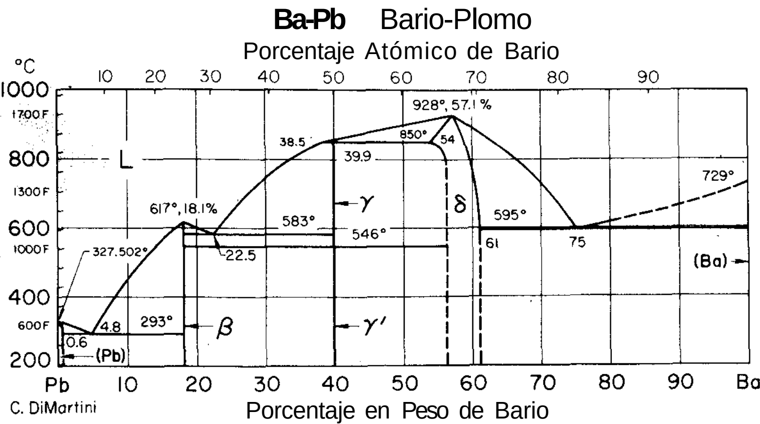
Porcentaje Atómico de Cinc

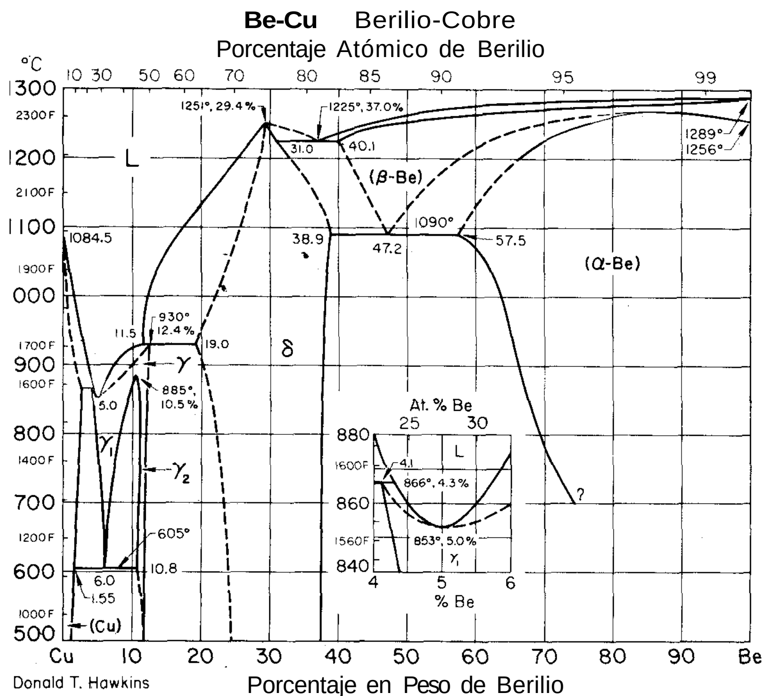
°C
10 20 30 40 50 60 70 80 90
1100
1064.43°
1900F
1000
1700F
900
1600F
800
1400F
700
1200F
600
1000F
500
800F
400
700F
300
500F
200
300F
100
100F
0
L
725°
644°
13
16
30.5
626°
642°
α (Au)
γ
515°
475°
62
79
β'
416°
423°
419.58°
420°, 11%
404°
α₁
300°
γ₁
270°
210°
150°
150°
225°
150°
(Zn)
ε
α₃
δ
γ₂
α'₂
α''₂
20 25 30 At.% Zn
275
500F
270°
α₁
α₁
225
400F
210°
175
α'₂
150°
300F
α''₂
125
7.5 9.5 11.5 13.5
Peso % Zn
Au 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Zn
G. H. S.
Porcentaje en Peso de Cinc


B-Cu Boro-Cobre
Porcentaje Atómico de Boro
°C
1
3
5
10
20
30
40
50
60
80
2000
3200F
1600
2600F
1200
1800F
800
L
1084.5°
1014°
99.5
(Cu)
0.53
47.4
(B)
Cu
10
20
30
40
50
60
70
80
90
B
Robert C. Ruhl
Porcentaje en Peso de Boro

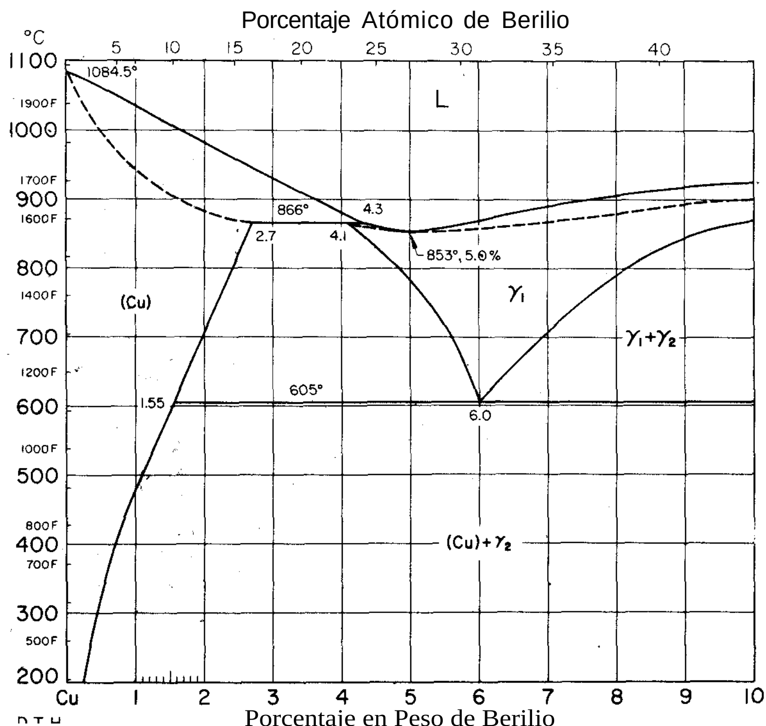

B-Fe Boro-Hierro
Porcentaje Atómico de Boro
°C
20
40
50
60
70
80
90
95
2200
3800F
2000
3400F
1800
3000F
1600
2800F
(δ-Fe)
1400
2400F
(γ-Fe)
1200
2000F
1000
1600F
800
(α-Fe)
1200F
600
L
~2103°
1983°
78.6
1652°
1538°
1502°
25.6
1391°
1394°,
1.5%
ζ'
3.8
1137°
1161°
η
(B)
913°
912°
Temp.
Curie
770°
ε
ζ
1200
2100F
(γ-Fe)
1161°
1900F
912°
1000
1700F
0.002
913°
1600F
0.001
800
770°
1400F
(α-Fe)
1200F
600
Temp. Curie
Fe
0.008
0.016
0.024
Peso
% B
Fe
10
20
30
40
50
60
70
80
90
B
A. R. Marder
Porcentaje en Peso de Boro


B-Cr Boro-Cromo
Porcentaje Atómico de Boro
°C
10 30 40 50 60 70 80 85 90 95 96 97 98 99
2400
4000F
2000
3200F
1600
2600F
1200
~1903°
~1873°
1863°
~1622°
~2103°
~2053°
~2204°
~2073°
L
~2103°
~1833°
(B)
β
γ
δ
ε
ζ
(Cr)
Cr 10 20 30 40 50 60 70 80 90 B
Donald T. Hawkins
Porcentaje en Peso de Boro


Ba-Pb Bario-Plomo
Porcentaje Atómico de Bario
°C
10 20 30 40 50 60 70 80 90
1000
1700F
800
1300F
600
1000F
400
600F
200
928°, 57.1 %
850°
54
38.5
39.9
L
729°
γ
δ
617°, 18.1%
583°
595°
546°
327.502°
22.5
61
75
(Ba)
4.8
293°
β
γ'
0.6
(Pb)
Pb 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Ba
C. DiMartini
Porcentaje en Peso de Bario



Be-Cu Berilio-Cobre
Porcentaje Atómico de Berilio
Porcentaje en Peso de Berilio
Donald T. Hawkins
L
(β-Be)
(α-Be)
δ
γ
γ1
γ2
(Cu)
1251°, 29.4 %
1225°, 37.0%
1289°
1256°
1090°
1084.5
930°
12.4 %
885°,
10.5 %
605°
At. % Be
% Be
866°, 4.3 %
853°, 5.0 %



Porcentaje Atómico de Berilio
Porcentaje en Peso de Berilio
L
1084.5°
866°
4.3
2.7
4.1
853°, 5.0 %
(Cu)
γ1
γ1+γ2
605°
1.55
6.0
(Cu)+γ2
D.T.H.

Be-Fe Berilio-Hierro

Porcentaje Atómico de Berilio

D.T.H.

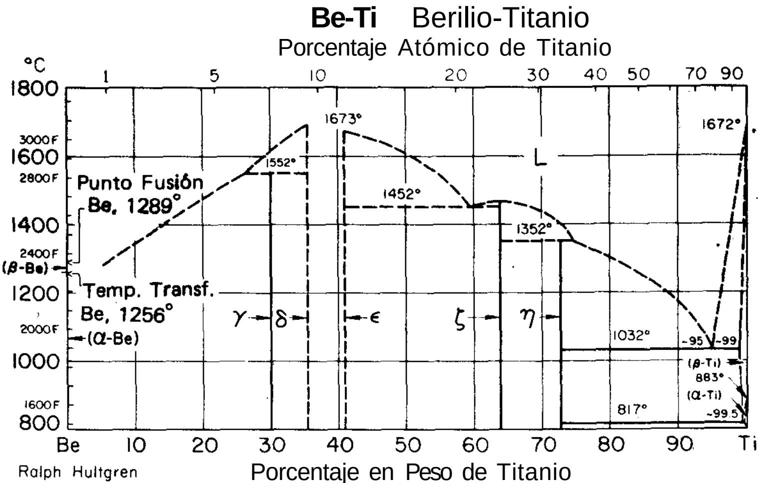
Porcentaje en Peso de Berilio

Be-Ni Berilio-Níquel

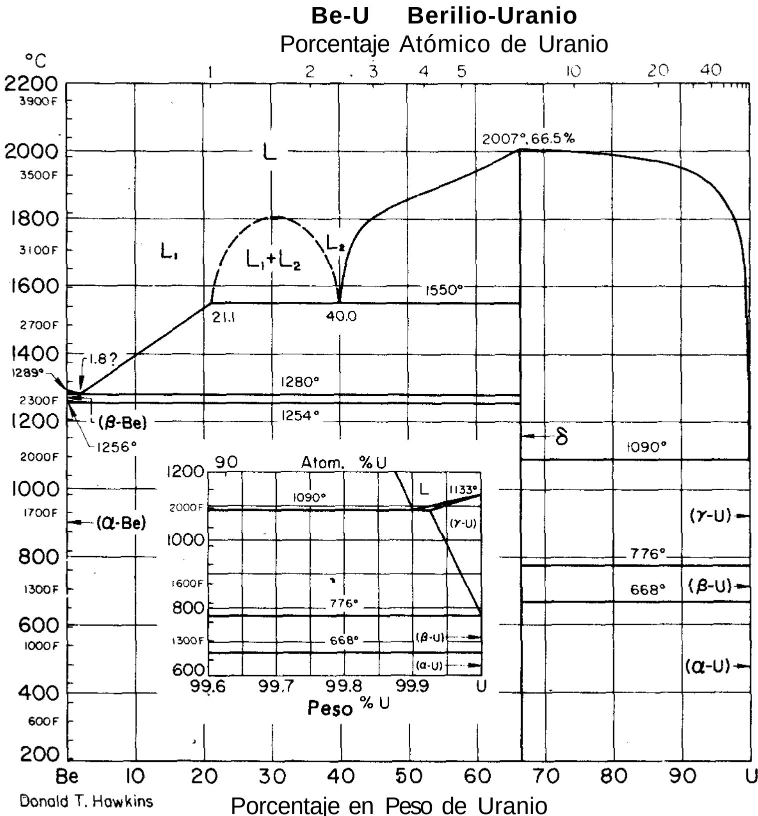
Porcentaje Atómico de Berilio

D.T.H.

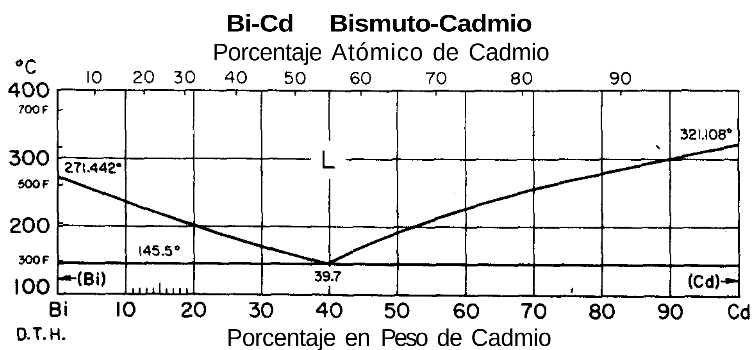
Porcentaje en Peso de Berilio



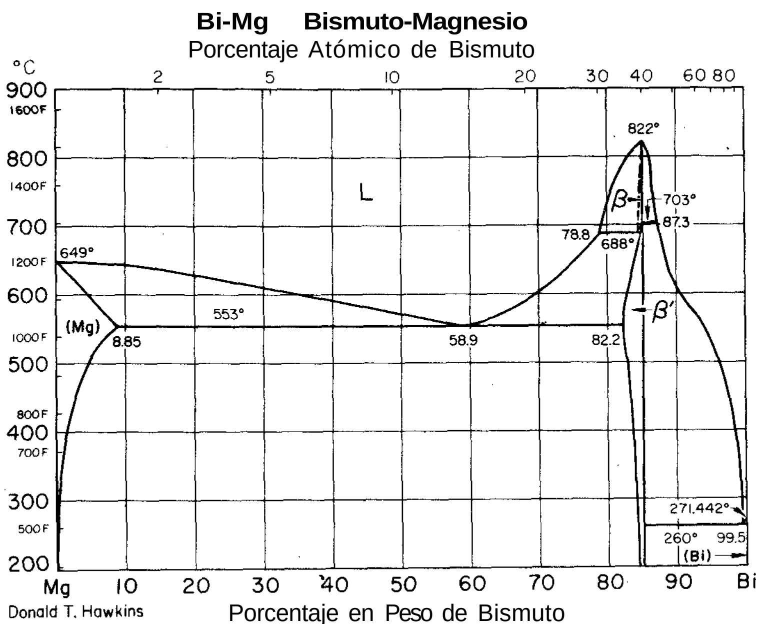
Be-Ti Berilio-Titanio
Porcentaje Atómico de Titanio
°C
Punto Fusión Be, 1289°
Temp. Transf. Be, 1256°
(β-Be)
(α-Be)
1552°
1673°
1452°
1352°
1672°
L
γ
δ
ε
ζ
η
1032°
~95
~99
(β-Ti)
883°
(α-Ti)
817°
~99.5
Ralph Hultgren
Porcentaje en Peso de Titanio



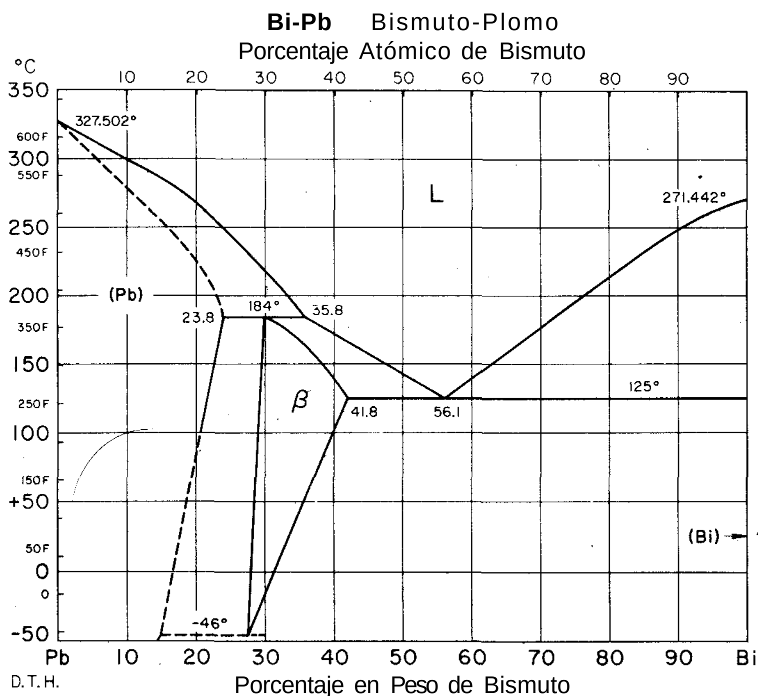
Be-U Berilio-Uranio
Porcentaje Atómico de Uranio
°C
2007°, 66.5%
L
L_1
L_1+L_2
L_2
1550°
21.1
40.0
1.8?
1289°
1280°
1254°
(β-Be)
1256°
(α-Be)
δ
1090°
(γ-U)
776°
668°
(β-U)
(α-U)
Atom. %U
1133°
Peso % U
Donald T. Hawkins
Porcentaje en Peso de Uranio

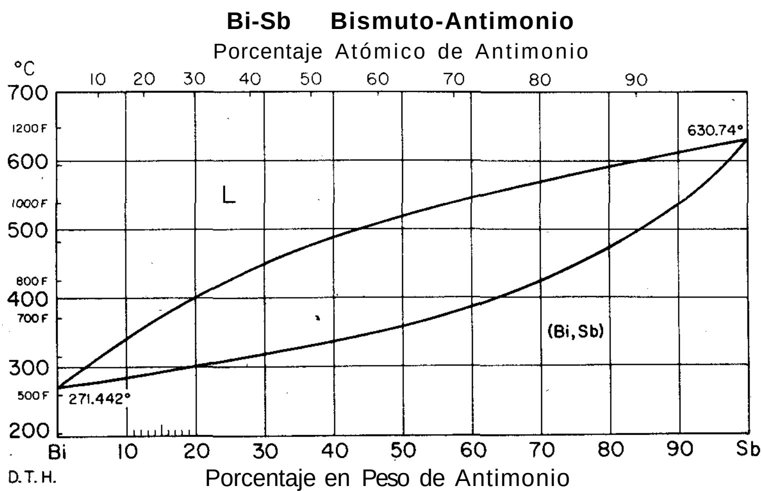


Bi-Cd Bismuto-Cadmio
Porcentaje Atómico de Cadmio
°C
10 20 30 40 50 60 70 80 90
400
700 F
300
500 F
200
300 F
100
271.442°
321.108°
L
145.5°
39.7
(Bi)
(Cd)
Bi 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Cd
D.T.H.
Porcentaje en Peso de Cadmio

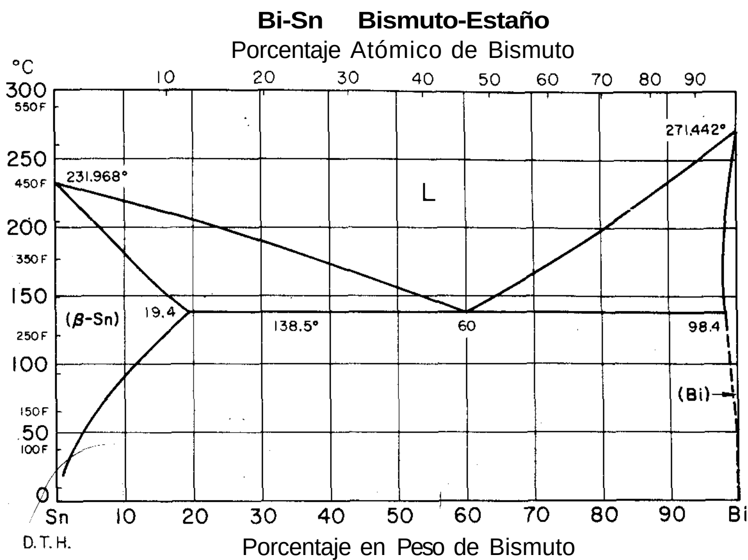


Bi-Mg Bismuto-Magnesio
Porcentaje Atómico de Bismuto
°C
2 5 10 20 30 40 60 80
900
1600F
800
1400F
700
1200F
600
1000F
500
800F
400
700F
300
500F
200
822°
L
β
703°
87.3
78.8
688°
649°
553°
(Mg)
8.85
58.9
82.2
β'
271.442°
260°
99.5
(Bi)
Mg 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Bi
Donald T. Hawkins
Porcentaje en Peso de Bismuto

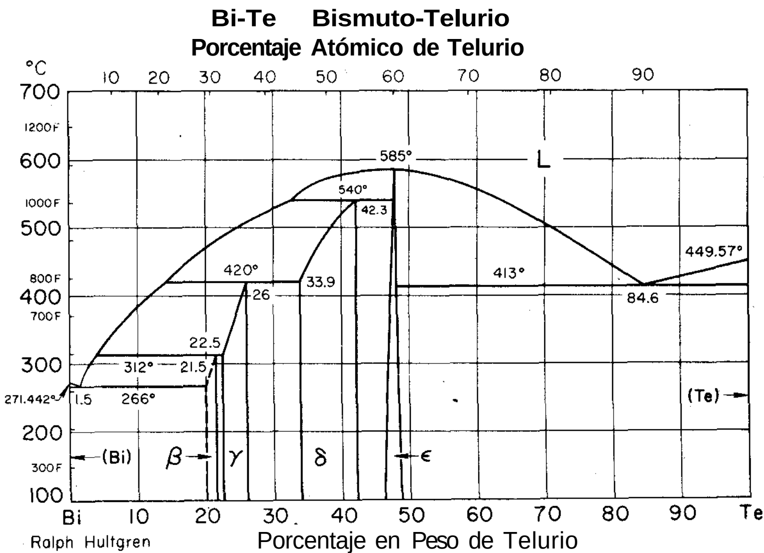

Bi-Pb Bismuto-Plomo
Porcentaje Atómico de Bismuto
°C
10 20 30 40 50 60 70 80 90
350
300
250
200
150
100
+50
0
-50
600 F
550 F
450 F
350 F
250 F
150 F
50 F
0
327.502°
271.442°
L
(Pb)
23.8
184°
35.8
β
41.8
56.1
125°
(Bi)
-46°
Pb 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Bi
D. T. H.
Porcentaje en Peso de Bismuto

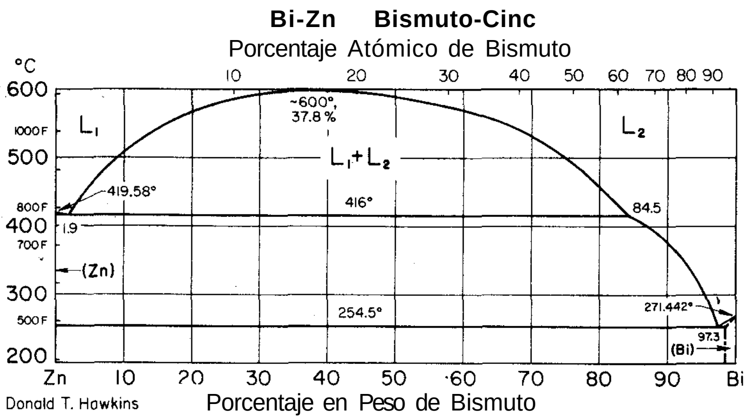

Bi-Sb Bismuto-Antimonio
Porcentaje Atómico de Antimonio
°C
10 20 30 40 50 60 70 80 90
700
600
500
400
300
200
1200 F
1000 F
800 F
700 F
500 F
630.74°
L
(Bi, Sb)
271.442°
Bi 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Sb
D. T. H.
Porcentaje en Peso de Antimonio

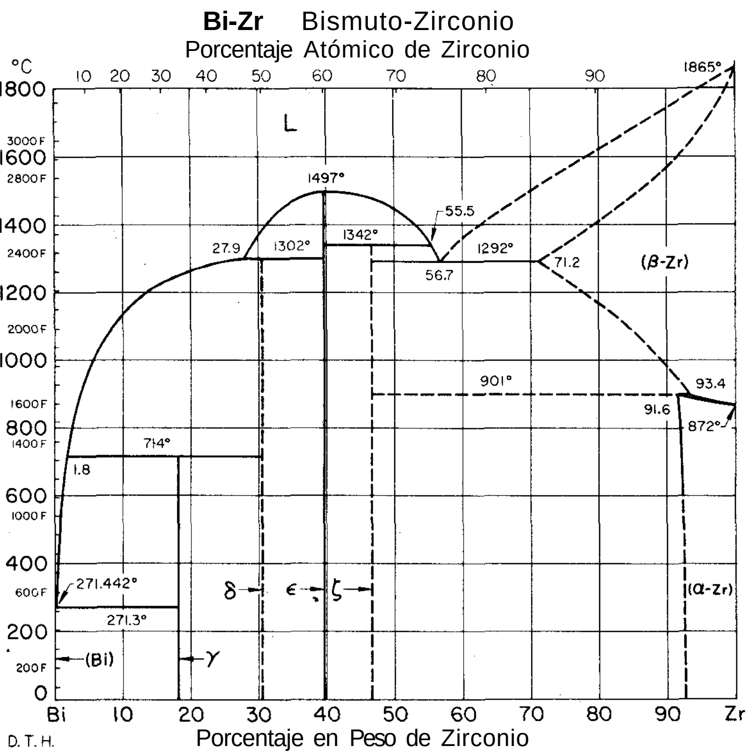
Bi-Sn Bismuto-Estaño

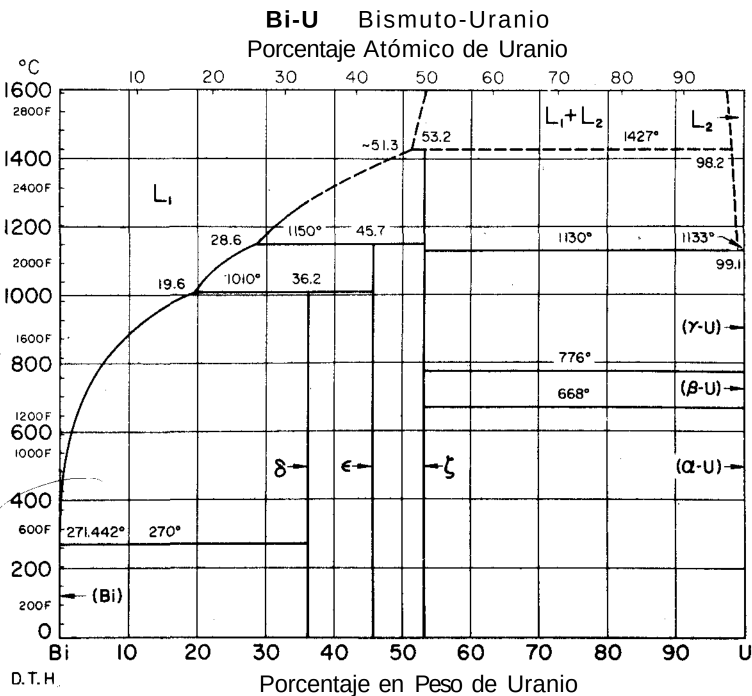


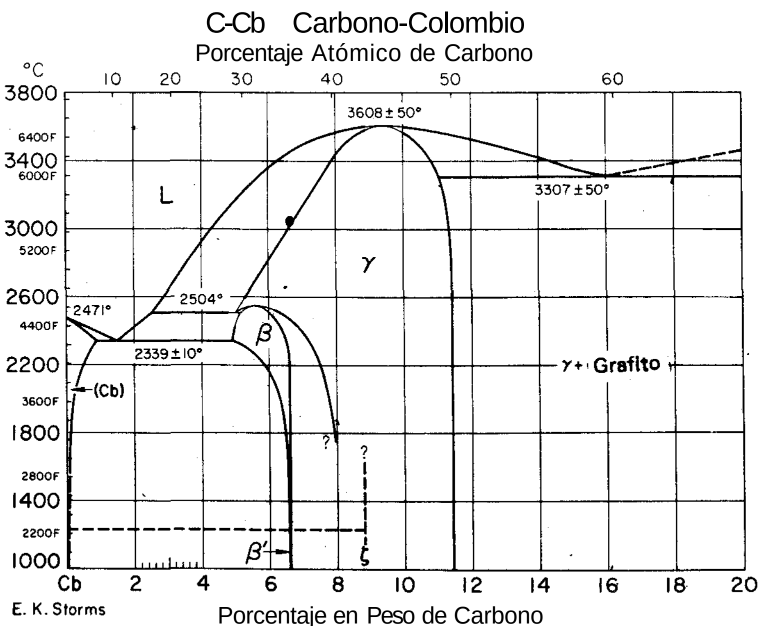
Bi-Te Bismuto-Telurio

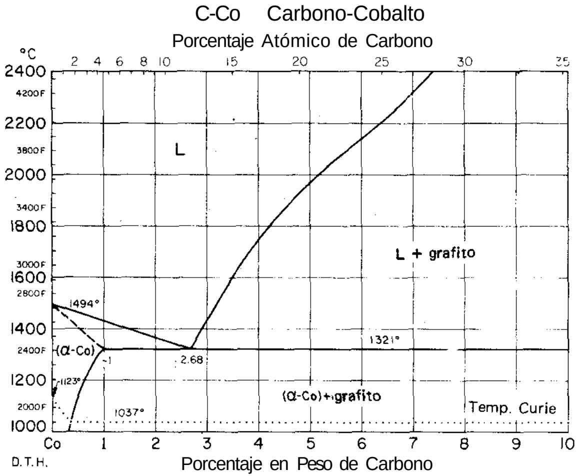


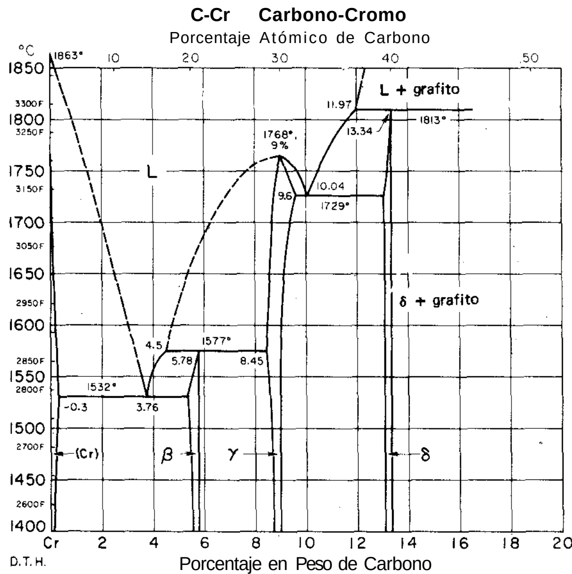

Bi-Zn Bismuto-Cinc
Porcentaje Atómico de Bismuto
°C
10 20 30 40 50 60 70 80 90
600
1000 F
500
800 F
400
700 F
300
500 F
200
L1
L2
~600°, 37.8 %
L1+L2
419.58°
416°
84.5
1.9
(Zn)
254.5°
271.442°
97.3
(Bi)
Zn 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Bi
Donald T. Hawkins
Porcentaje en Peso de Bismuto

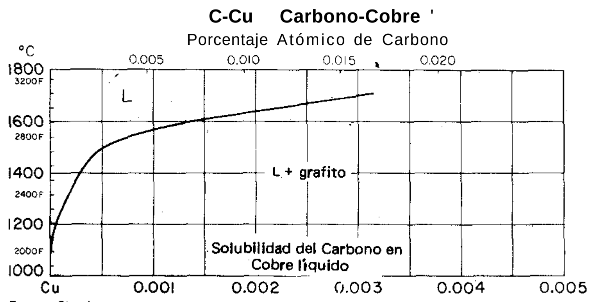

Bi-Zr Bismuto-Zirconio
Porcentaje Atómico de Zirconio
°C
10 20 30 40 50 60 70 80 90
1865°
1800
3000 F
1600
2800 F
1400
2400 F
1200
2000 F
1000
1600 F
800
1400 F
600
1000 F
400
600 F
200
200 F
0
L
1497°
55.5
1342°
27.9
1302°
1292°
56.7
71.2
(β-Zr)
901°
93.4
91.6
872°
714°
1.8
271.442°
271.3°
δ
ϵ
ζ
(α-Zr)
(Bi)
γ
Bi 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Zr
D. T. H.
Porcentaje en Peso de Zirconio

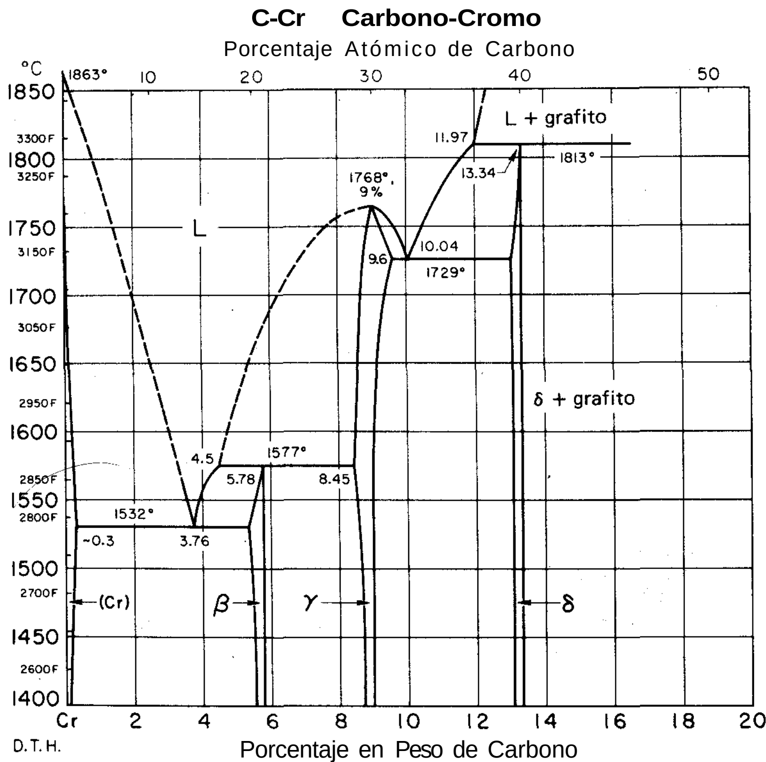

Bi-U Bismuto-Uranio
Porcentaje Atómico de Uranio
°C
10 20 30 40 50 60 70 80 90
1600
2800F
1400
2400F
1200
2000F
1000
1600F
800
1200F
600
1000F
400
600F
200
200F
0
L₁
L₁+L₂
L₂
~51.3
53.2
1427°
98.2
1150°
45.7
28.6
1130°
1133°
99.1
19.6
1010°
36.2
(γ-U)
776°
668°
(β-U)
δ
ε
ζ
(α-U)
271.442°
270°
(Bi)
Bi 10 20 30 40 50 60 70 80 90 U
D.T.H
Porcentaje en Peso de Uranio

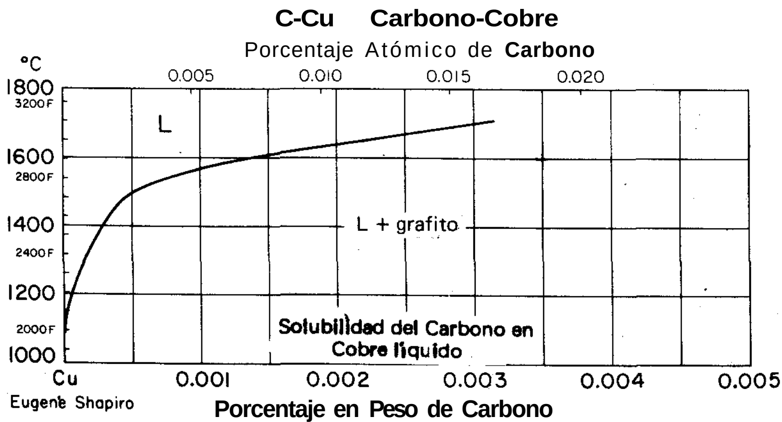

C-Cb Carbono-Colombio
Porcentaje Atómico de Carbono
°C
10 20 30 40 50 60
3800
6400F
3400
6000F
3000
5200F
2600
4400F
2200
3600F
1800
2800F
1400
2200F
1000
3608 ± 50°
3307 ± 50°
L
γ
2504°
2471°
β
2339 ± 10°
γ + Grafito
(Cb)
?
?
β′
ζ
Cb 2 4 6 8 10 12 14 16 18 20
E. K. Storms
Porcentaje en Peso de Carbono

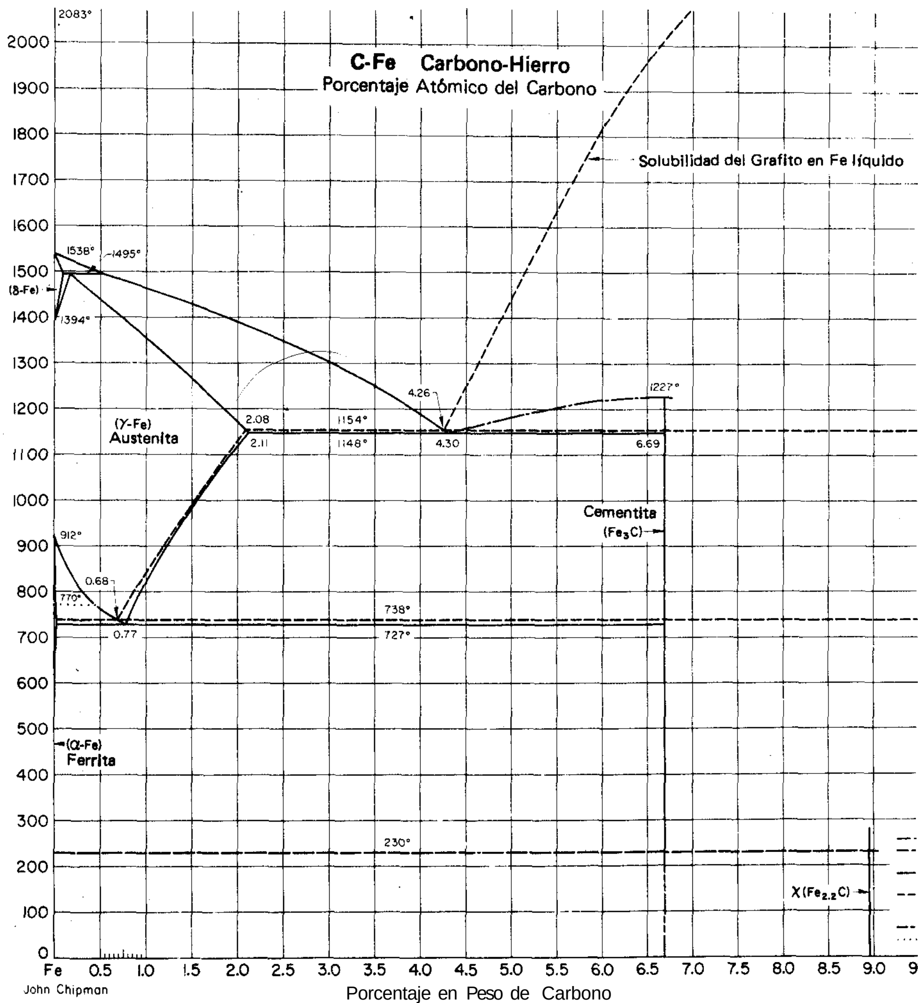

C-Co Carbono-Cobalto
Porcentaje Atómico de Carbono
°C
L
L + grafito
1494°
(α-Co)
~1
2.68
1321°
1123°
1037°
(α-Co)+grafito
Temp. Curie
D. T. H.
Porcentaje en Peso de Carbono


C-Cr Carbono-Cromo
Porcentaje Atómico de Carbono
°C
1863°
L + grafito
11.97
1813°
13.34
1768°, 9%
L
10.04
9.6
1729°
δ + grafito
4.5
1577°
5.78
8.45
1532°
~0.3
3.76
(Cr)
β
γ
δ
D. T. H.
Porcentaje en Peso de Carbono

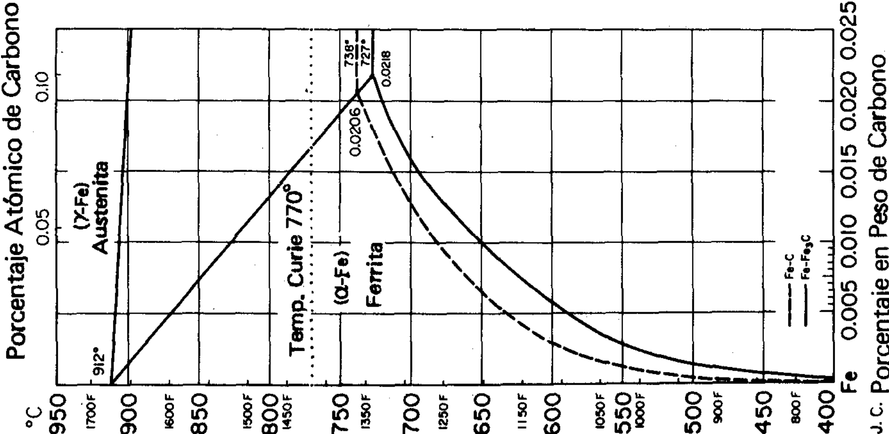

C-Cu Carbono-Cobre
Porcentaje Atómico de Carbono
°C
L
L + grafito
Solubilidad del Carbono en Cobre líquido

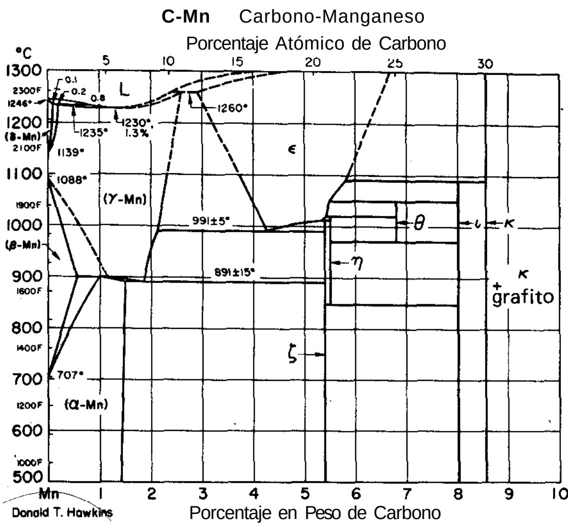

C-Cr Carbono-Cromo
Porcentaje Atómico de Carbono
°C
1863°
10
20
30
40
50
1850
3300F
1800
3250F
1750
3150F
1700
3050F
1650
2950F
1600
2850F
1550
2800F
1500
2700F
1450
2600F
1400
L + grafito
11.97
13.34
1813°
1768°, 9%
L
10.04
9.6
1729°
δ + grafito
4.5
1577°
5.78
8.45
1532°
~0.3
3.76
(Cr)
β
γ
δ
Cr
2
4
6
8
10
12
14
16
18
20
D.T.H.
Porcentaje en Peso de Carbono

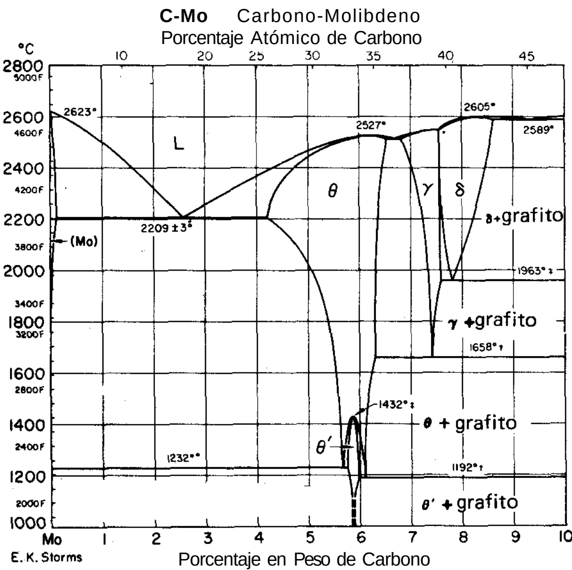

C-Cu Carbono-Cobre
Porcentaje Atómico de Carbono
°C
0.005
0.010
0.015
0.020
1800
3200F
1600
2800F
1400
2400F
1200
2000F
1000
L
L + grafito
Solubilidad del Carbono en Cobre líquido
Cu
0.001
0.002
0.003
0.004
0.005
Eugene Shapiro
Porcentaje en Peso de Carbono

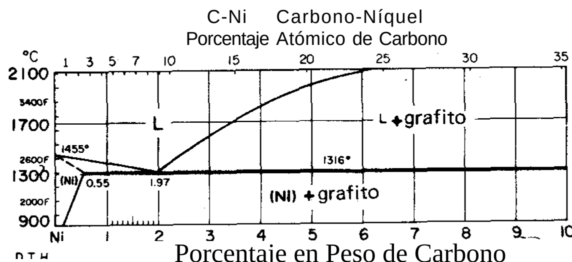

C-Fe Carbono-Hierro
Porcentaje Atómico del Carbono
Solubilidad del Grafito en Fe líquido
2083°
1538°
1495°
(δ-Fe)
1394°
4.26
1227°
2.08
1154°
2.11
1148°
4.30
6.69
(γ-Fe)
Austenita
Cementita
(Fe_3C)
912°
0.68
770°
738°
0.77
727°
(α-Fe)
Ferrita
230°
X ($Fe_{2.2}C$)
2000
1900
1800
1700
1600
1500
1400
1300
1200
1100
1000
900
800
700
600
500
400
300
200
100
0
Fe
0.5
1.0
1.5
2.0
2.5
3.0
3.5
4.0
4.5
5.0
5.5
6.0
6.5
7.0
7.5
8.0
8.5
9.0
John Chipman
Porcentaje en Peso de Carbono

C-Fe Carbono-Hierro



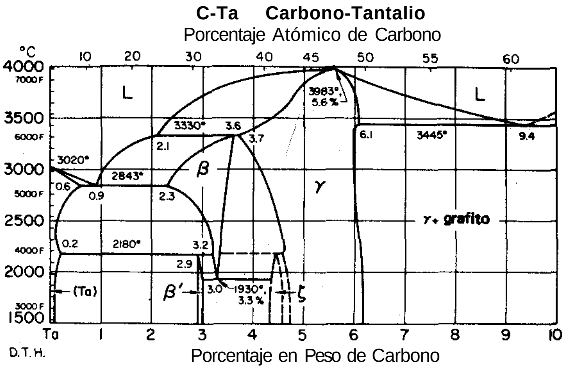

C-Mn Carbono-Manganeso
Porcentaje Atómico de Carbono
°C
L
ε
(γ-Mn)
(α-Mn)
θ
η
ζ
ι
κ
κ + grafito
1246°
1235°
1230°, 1.3%
1260°
1139°
1088°
991±5°
891±15°
707°
Donald T. Hawkins
Porcentaje en Peso de Carbono


C-Mo Carbono-Molibdeno
Porcentaje Atómico de Carbono
°C
L
2623°
2527°
2605°
2589°
2209 ± 3°
(Mo)
θ
γ
δ
δ+grafito
1963°
γ +grafito
1658°
1432°
θ + grafito
θ'
1232°
1192°
θ' + grafito
E. K. Storms
Porcentaje en Peso de Carbono


C-Ni Carbono-Níquel
Porcentaje Atómico de Carbono
°C
L
L +grafito
1455°
1316°
(Ni)
0.55
1.97
(Ni) + grafito
Porcentaje en Peso de Carbono

C-Ta Carbono-Tantalio

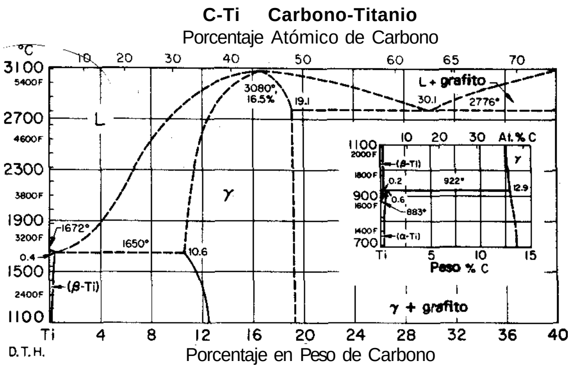
Porcentaje Atómico de Carbono



Porcentaje en Peso de Carbono

C-Ti Carbono-Titanio

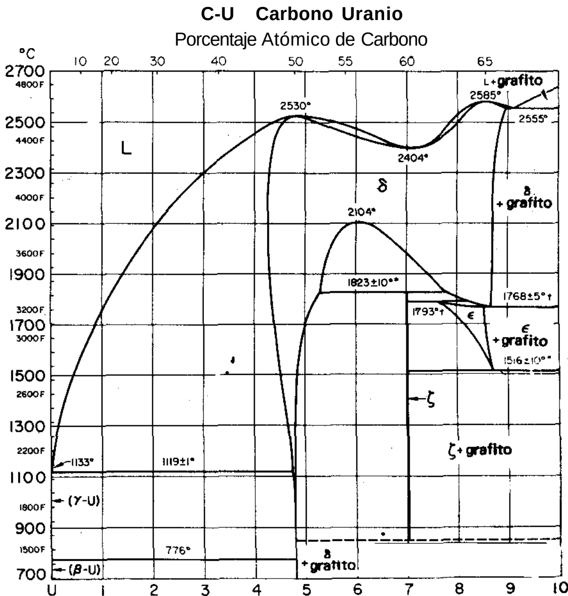
Porcentaje Atómico de Carbono

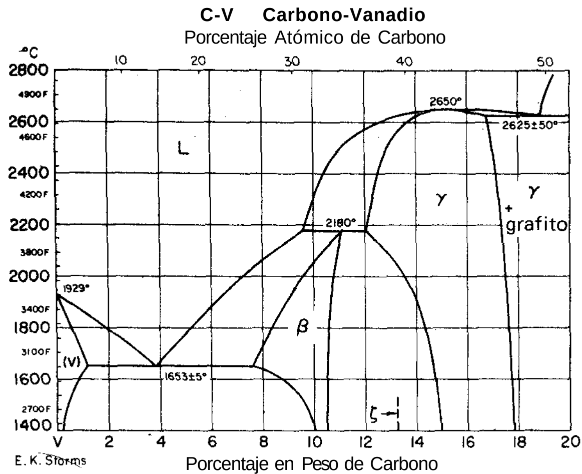


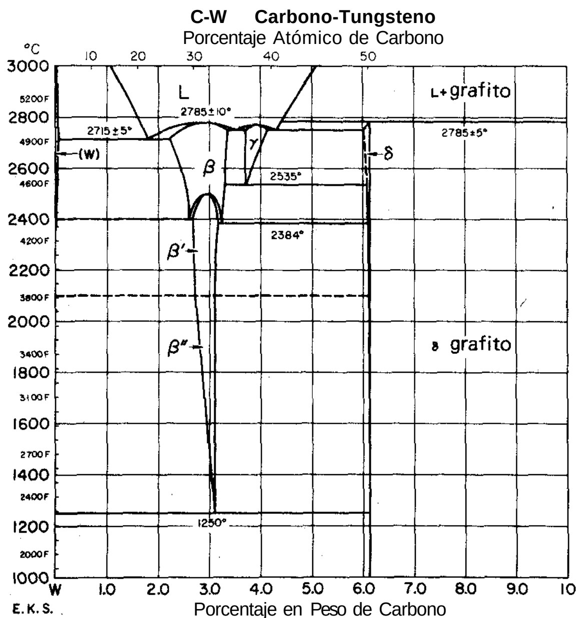
Porcentaje en Peso de Carbono

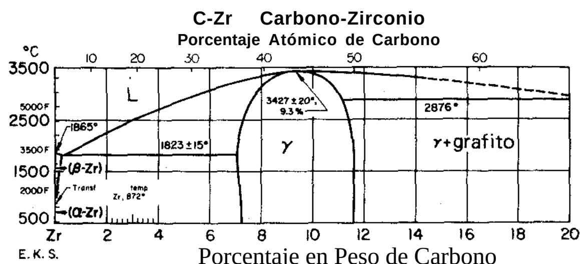
C-U Carbono Uranio

Porcentaje Atómico de Carbono



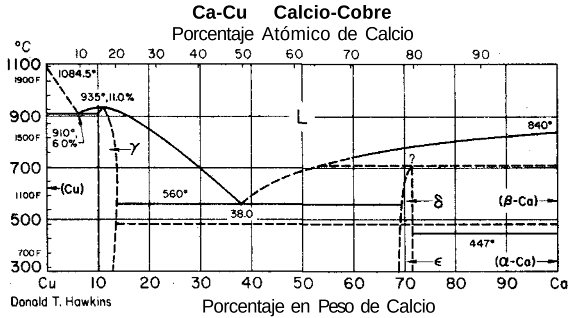

C-V Carbono-Vanadio
Porcentaje Atómico de Carbono
°C
10
20
30
40
50
2800
4900F
2600
4600F
2400
4200F
2200
3800F
2000
3400F
1800
3100F
1600
2700F
1400
2650°
2625±50°
L
γ
γ + grafito
2180°
1929°
β
(V)
1653±5°
ζ
V
2
4
6
8
10
12
14
16
18
20
E. K. Storms
Porcentaje en Peso de Carbono


C-W Carbono-Tungsteno
Porcentaje Atómico de Carbono
°C
10
20
30
40
50
3000
5200F
2800
4900F
2600
4600F
2400
4200F
2200
3800F
2000
3400F
1800
3100F
1600
2700F
1400
2400F
1200
2000F
1000
L
L+grafito
2785±10°
2715±5°
2785±5°
(W)
γ
β
δ
2535°
2384°
β'
β"
δ grafito
1250°
W
1.0
2.0
3.0
4.0
5.0
6.0
7.0
8.0
9.0
10
E. K. S.
Porcentaje en Peso de Carbono


C-Zr Carbono-Zirconio
Porcentaje Atómico de Carbono
°C
10
20
30
40
50
60
3500
5000F
2500
3500F
1500
2000F
500
L
3427±20°, 9.3%
2876°
1865°
1823±15°
γ
γ+grafito
(β-Zr)
(α-Zr)
Zr
2
4
6
8
10
12
14
16
18
20
E. K. S.
Porcentaje en Peso de Carbono

Ca-Cu Calcio-Cobre

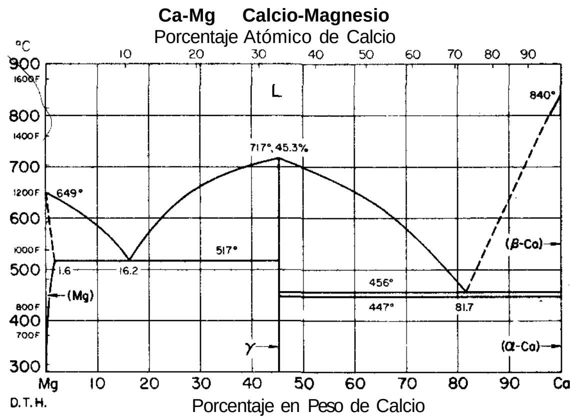
Porcentaje Atómico de Calcio



Porcentaje en Peso de Calcio

Ca-Mg Calcio-Magnesio

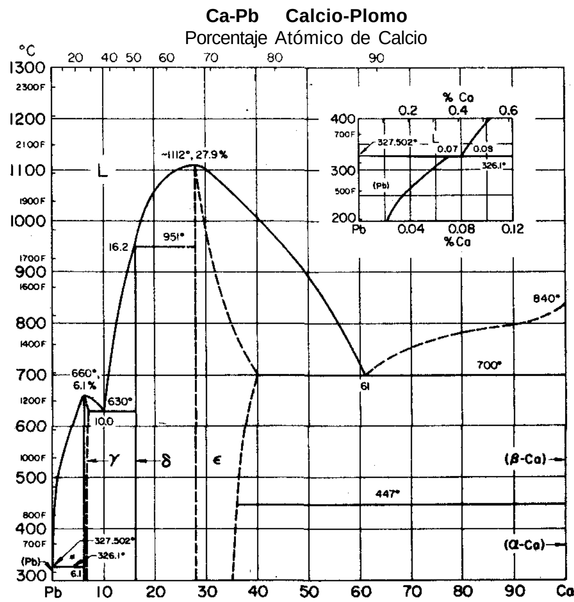
Porcentaje Atómico de Calcio

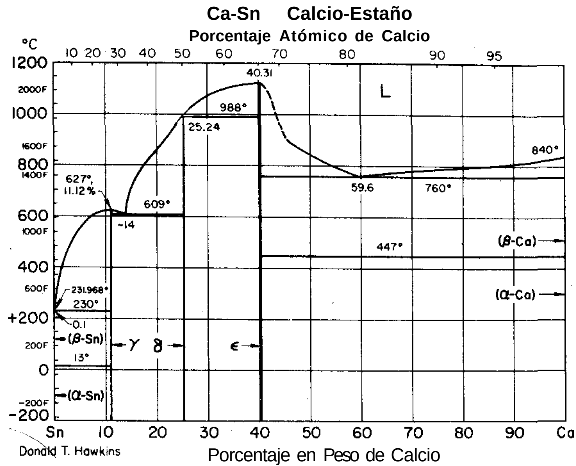


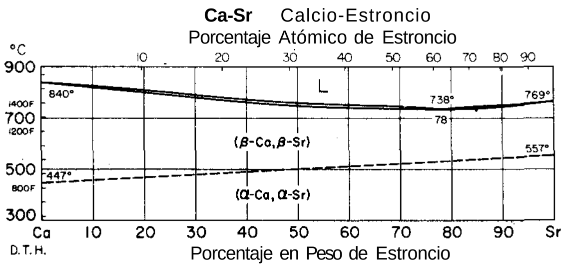
Porcentaje en Peso de Calcio

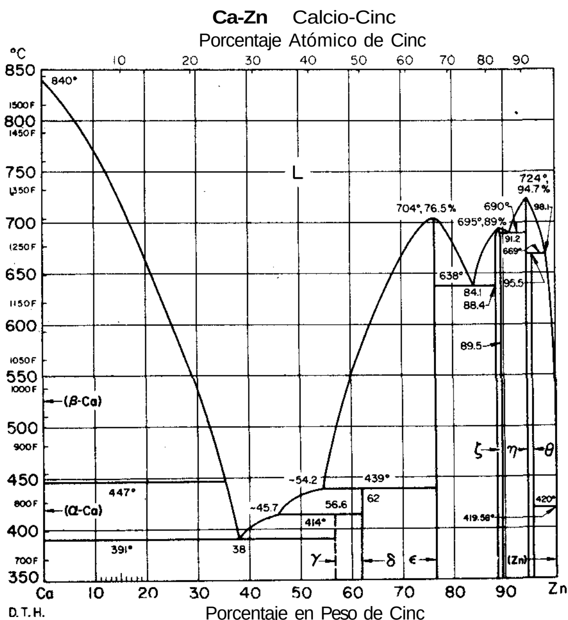
Ca-Pb Calcio-Plomo

Porcentaje Atómico de Calcio

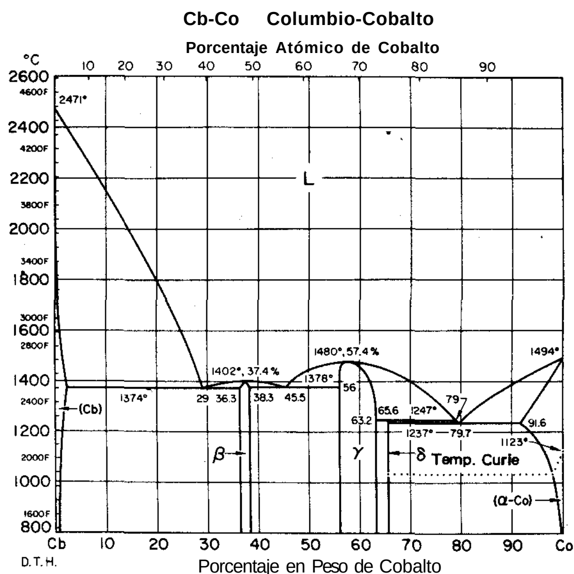



Ca-Sn Calcio-Estaño
Porcentaje Atómico de Calcio
°C
10 20 30 40 50 60 70 80 90 95
1200
2000F
1000
1600F
800
1400F
600
1000F
400
600F
+200
200F
0
-200F
-200
40.31
988°
25.24
L
840°
627°, 11.12%
609°
59.6
760°
~14
447°
(β-Ca)
231.968°
230°
(α-Ca)
0.1
(β-Sn)
γ
δ
ϵ
13°
(α-Sn)
Sn 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Ca
Donald T. Hawkins
Porcentaje en Peso de Calcio

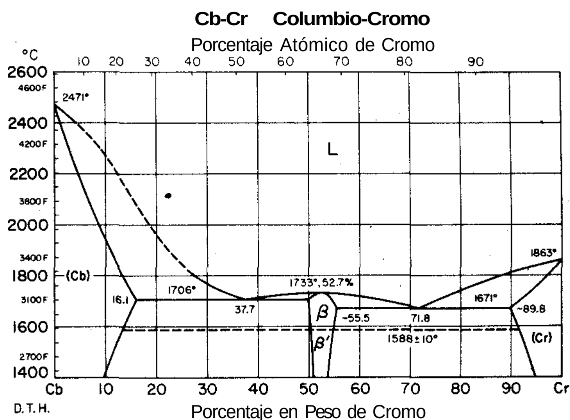

Ca-Sr Calcio-Estroncio
Porcentaje Atómico de Estroncio
°C
10 20 30 40 50 60 70 80 90
900
1400F
700
1200F
500
800F
300
L
840°
738°
769°
78
(β-Ca, β-Sr)
557°
447°
(α-Ca, α-Sr)
Ca 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Sr
D. T. H.
Porcentaje en Peso de Estroncio


Ca-Zn Calcio-Cinc
Porcentaje Atómico de Cinc
°C
10 20 30 40 50 60 70 80 90
850
1500F
800
1450F
750
1350F
700
1250F
650
1150F
600
1050F
550
1000F
500
900F
450
800F
400
700F
350
840°
L
724°, 94.7%
704°, 76.5%
690°
98.1
695°, 89%
91.2
669°
638°
95.5
84.1
88.4
89.5
(β-Ca)
ζ
η
θ
~54.2
439°
447°
62
420°
(α-Ca)
~45.7
56.6
419.58°
414°
391°
38
γ
δ
ϵ
(Zn)
Ca 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Zn
D. T. H.
Porcentaje en Peso de Cinc

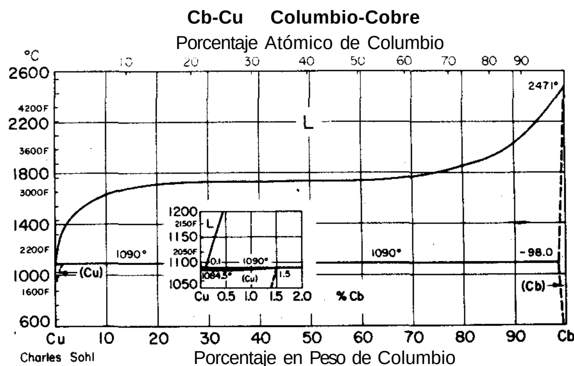
Cb-Co Columbio-Cobalto

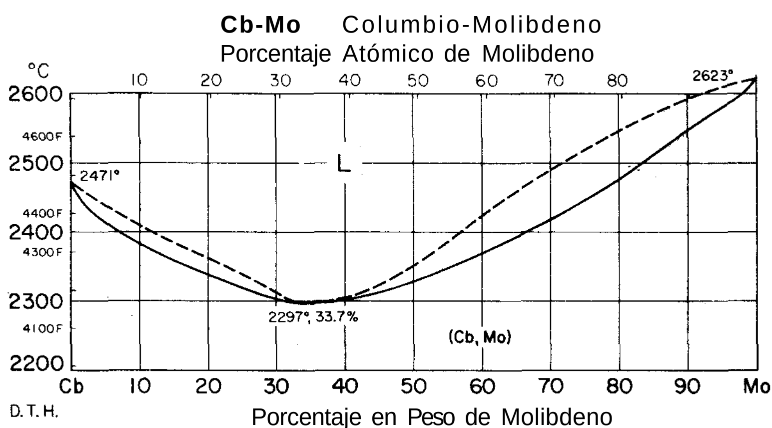


Cb-Cr Columbio-Cromo

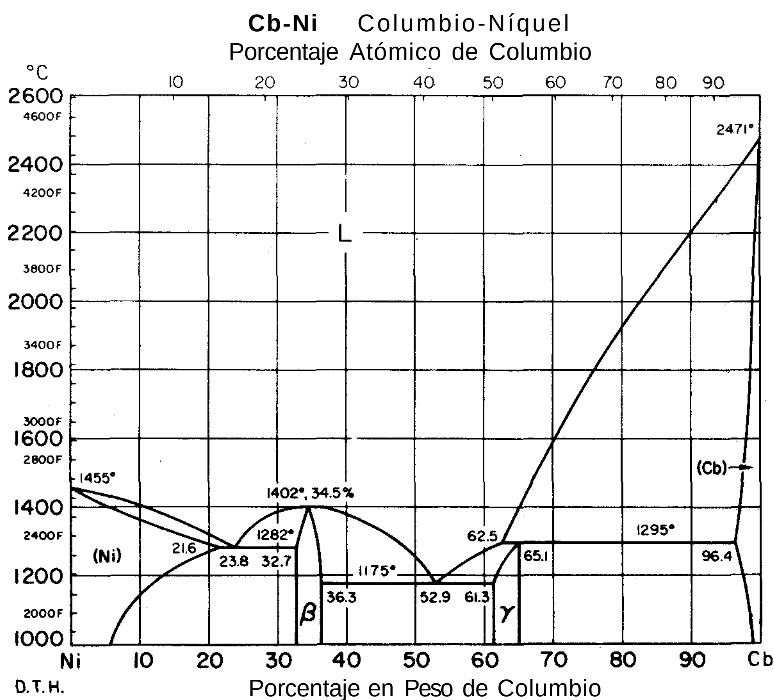


Cb-Cu Columbio-Cobre



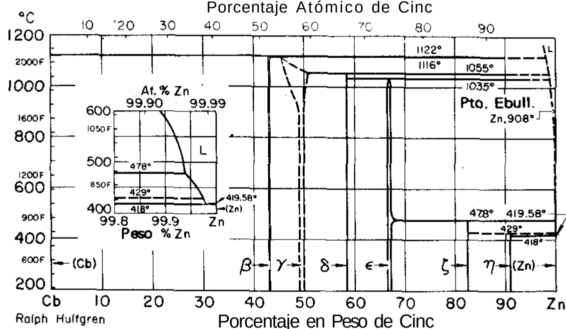


Cb-Mo Columbio-Molibdeno
Porcentaje Atómico de Molibdeno
10 20 30 40 50 60 70 80
°C
2600
4600F
2500
4400F
2400
4300F
2300
4100F
2200
2623°
L
2471°
2297°, 33.7%
(Cb, Mo)
Cb 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Mo
D. T. H.
Porcentaje en Peso de Molibdeno

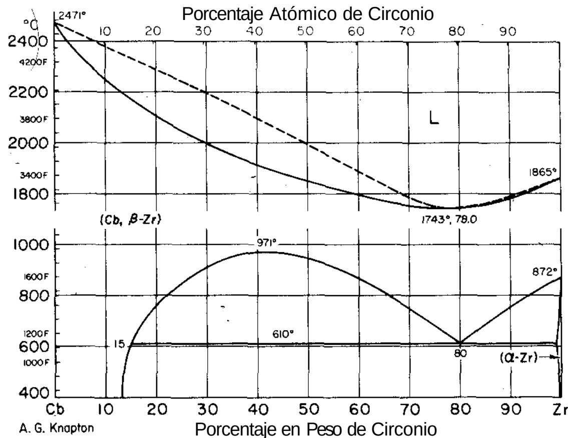


Cb-Ni Columbio-Níquel
Porcentaje Atómico de Columbio
10 20 30 40 50 60 70 80 90
°C
2600
4600F
2400
4200F
2200
3800F
2000
3400F
1800
3000F
1600
2800F
1400
2400F
1200
2000F
1000
2471°
L
(Cb)
1455°
1402°, 34.5%
1282°
62.5
1295°
21.6
(Ni)
23.8 32.7
65.1
96.4
1175°
36.3
52.9 61.3
β
γ
Ni 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Cb
D. T. H.
Porcentaje en Peso de Columbio

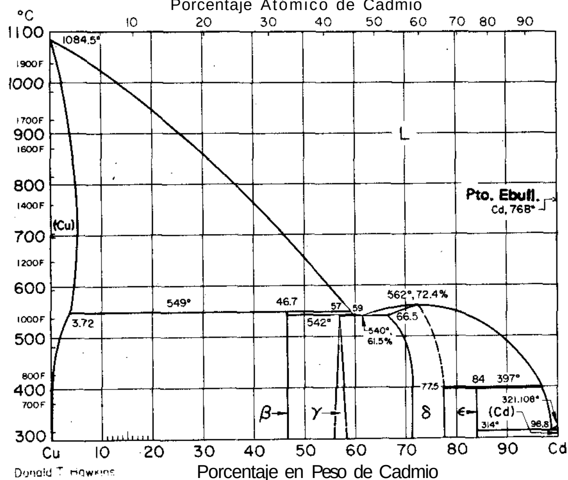
Cb-Zn Columbio-Cinc



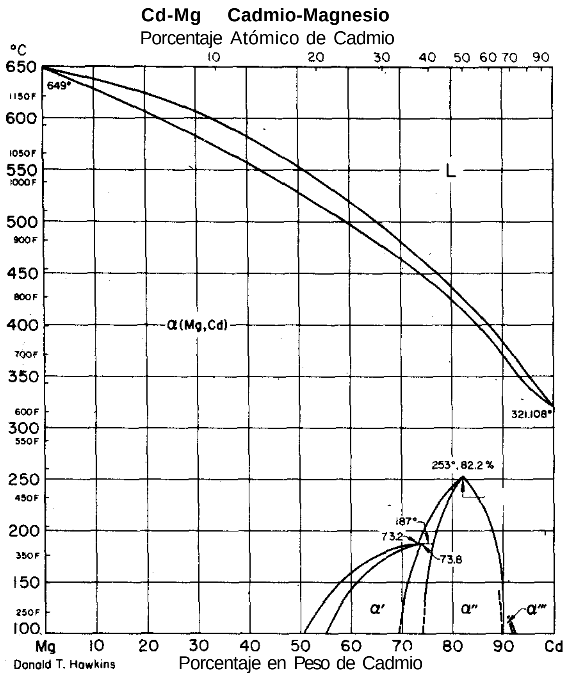
Cb-Zr Columbio-Circonio



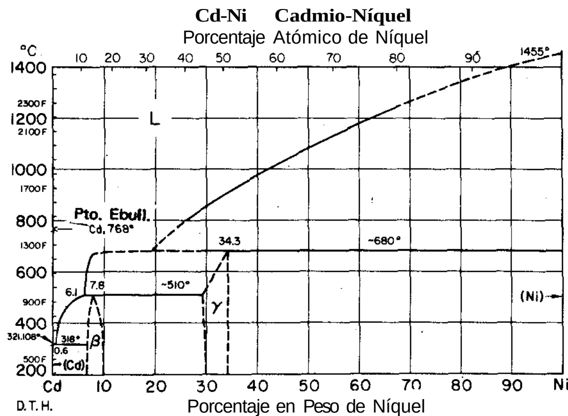
Cd-Cu Cadmio-Cobre



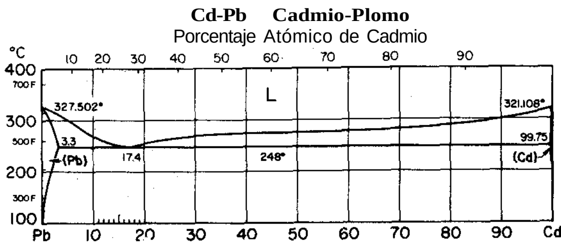
Cd-Mg Cadmio-Magnesio

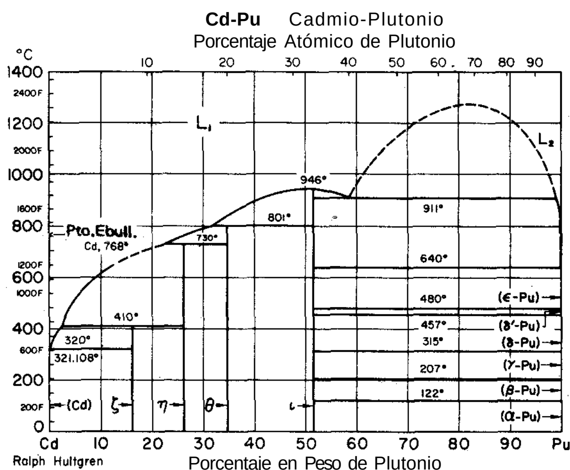


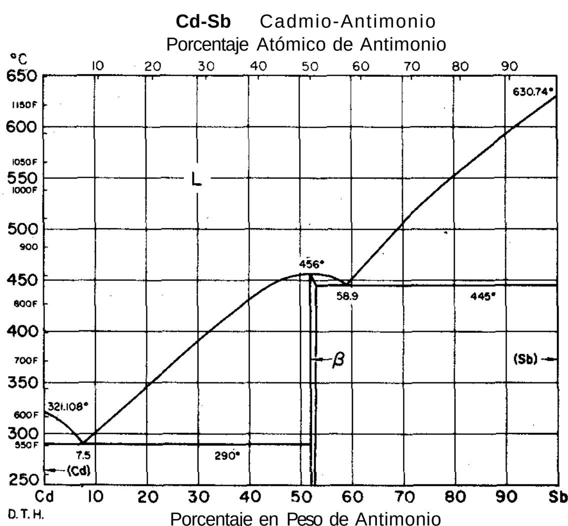
Cd-Ni Cadmio-Níquel

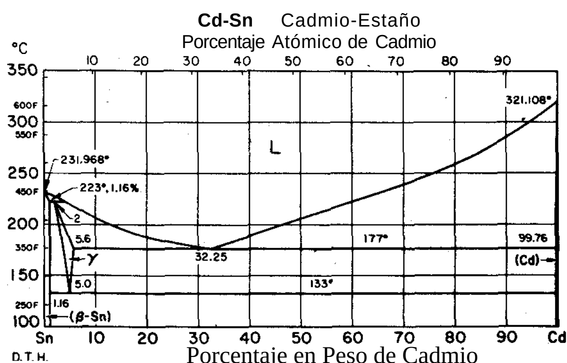


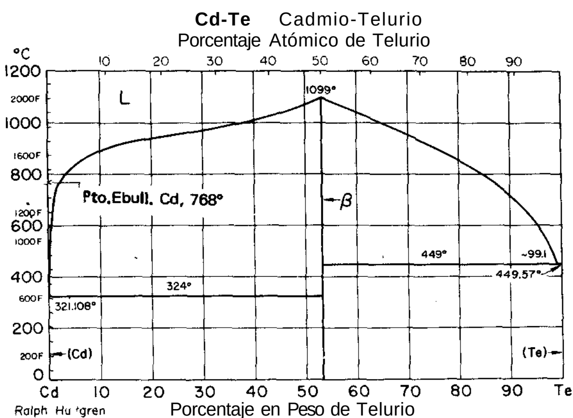
Cd-Pb Cadmio-Plomo

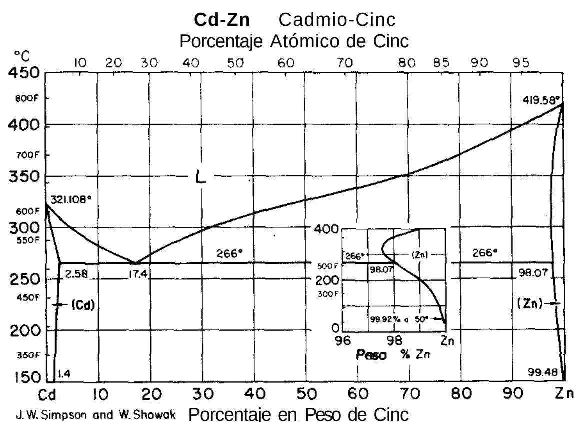


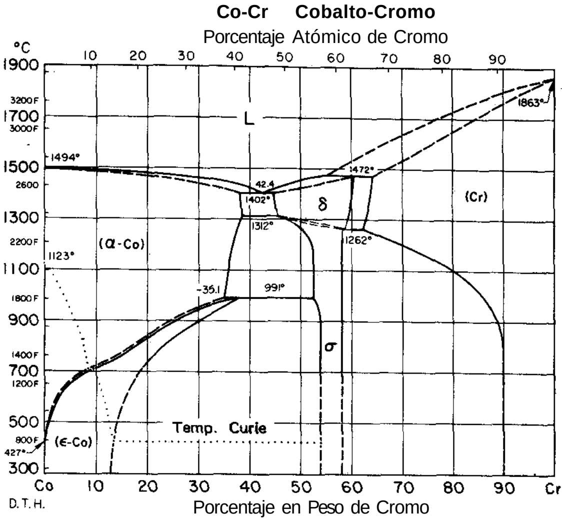

Cd-Pu Cadmio-Plutonio
Porcentaje Atómico de Plutonio
°C
L₁
L₂
946°
911°
801°
730°
Pto.Ebull.
Cd, 768°
640°
480°
(ε-Pu)
457°
(δ'-Pu)
410°
320°
315°
(δ-Pu)
321.108°
207°
(γ-Pu)
122°
(β-Pu)
(α-Pu)
(Cd)
ζ
η
θ
ι
Ralph Hultgren
Porcentaje en Peso de Plutonio

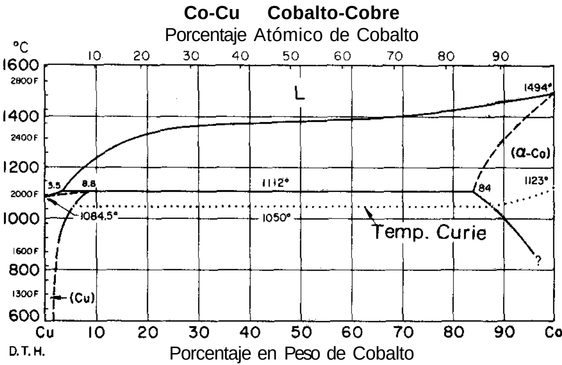

Cd-Sb Cadmio-Antimonio
Porcentaje Atómico de Antimonio
°C
630.74°
L
456°
58.9
445°
β
(Sb)
321.108°
7.5
290°
(Cd)
D. T. H.
Porcentaje en Peso de Antimonio

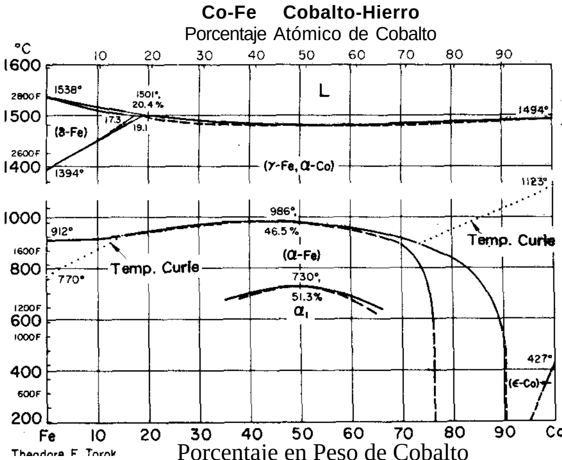

Cd-Sn Cadmio-Estaño
Porcentaje Atómico de Cadmio
°C
321.108°
L
231.968°
223°, 1.16%
2
5.6
177°
99.76
γ
32.25
(Cd)
5.0
133°
1.16
(β-Sn)
D. T. H.
Porcentaje en Peso de Cadmio

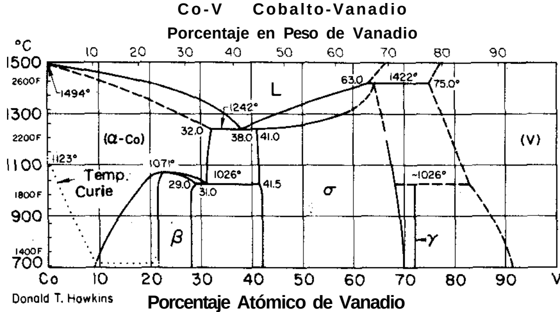

Cd-Te Cadmio-Telurio
Porcentaje Atómico de Telurio
°C
L
1099°
Pto.Ebull. Cd, 768°
β
449°
~99.1
449.57°
324°
321.108°
(Cd)
(Te)
Cd
Te
Ralph Hu tgren
Porcentaje en Peso de Telurio

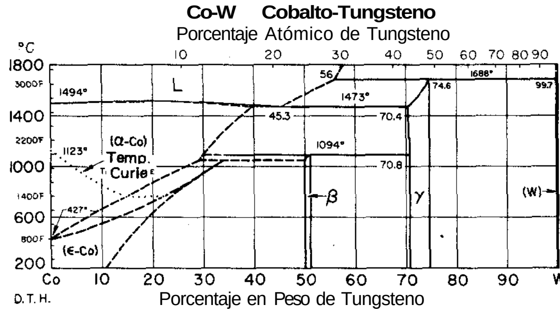

Cd-Zn Cadmio-Cinc
Porcentaje Atómico de Cinc
°C
419.58°
L
321.108°
266°
2.58
17.4
98.07
(Cd)
(Zn)
99.92% a 50°
Peso % Zn
1.4
99.48
Cd
Zn
J.W. Simpson and W. Showak
Porcentaje en Peso de Cinc

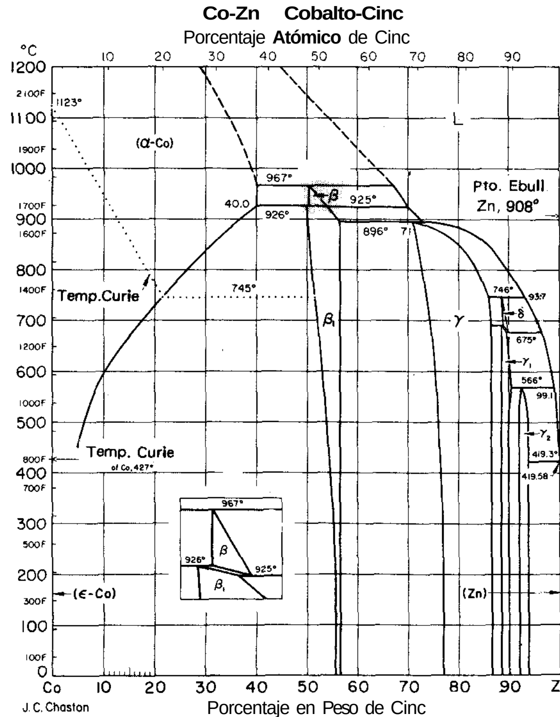

Co-Cr Cobalto-Cromo
Porcentaje Atómico de Cromo
°C
L
1494°
1472°
1863°
42.4
1402°
δ
(Cr)
1312°
1262°
(α-Co)
1123°
-35.1
991°
σ
Temp. Curie
(ε-Co)
427°
Co
Cr
D. T. H.
Porcentaje en Peso de Cromo


Co-Cu Cobalto-Cobre
Porcentaje Atómico de Cobalto
°C
L
1494°
(α-Co)
1123°
3.5
8.8
1112°
84
1084.5°
1050°
Temp. Curie
?
(Cu)
Cu
Co
D. T. H.
Porcentaje en Peso de Cobalto

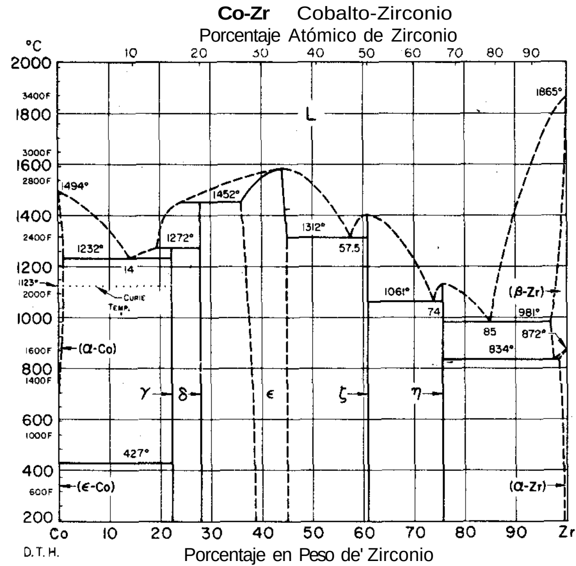

Co-Fe Cobalto-Hierro
Porcentaje Atómico de Cobalto
°C
1538°
1501°, 20.4 %
L
1494°
17.3
19.1
(δ-Fe)
1394°
(γ-Fe, α-Co)
1123°
986°, 46.5 %
912°
Temp. Curie
(α-Fe)
770°
Temp. Curie
730°, 51.3%
α_1
427°
(ε-Co)
Fe
Co
Theodore F. Torok
Porcentaje en Peso de Cobalto


Co-V Cobalto-Vanadio
Porcentaje en Peso de Vanadio
°C
1494°
1242°
L
63.0
1422°
75.0°
32.0
38.0
41.0
(α-Co)
(V)
1123°
1071°
1026°
~1026°
Temp. Curie
29.0
31.0
41.5
σ
β
γ
Co
V
Donald T. Howkins
Porcentaje Atómico de Vanadio

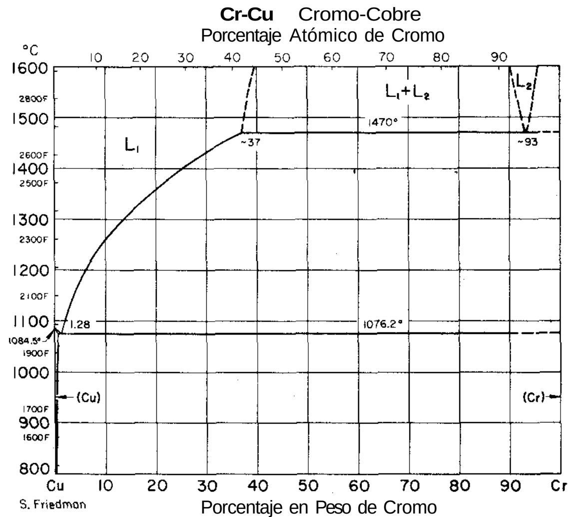

Co-W Cobalto-Tungsteno
Porcentaje Atómico de Tungsteno
°C
56
1688°
74.6
99.7
1494°
L
1473°
45.3
70.4
(α-Co)
1123°
1094°
Temp. Curie
70.8
β
γ
(W)
427°
(ε-Co)
Co
W
D. T. H.
Porcentaje en Peso de Tungsteno

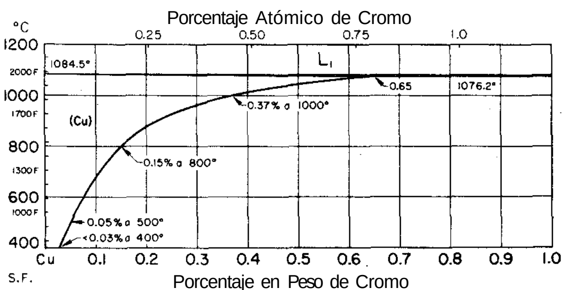

Co-Zn Cobalto-Cinc
Porcentaje Atómico de Cinc
°C
1123°
L
(α-Co)
967°
Pto. Ebull. Zn, 908°
40.0
β
925°
926°
896°
71
Temp.Curie
745°
746°
93.7
δ
β₁
γ
675°
γ₁
566°
99.1
γ₂
Temp. Curie of Co, 427°
419.3°
419.58
967°
β
926°
925°
β₁
(ε-Co)
(Zn)
Co
Zn
J. C. Chaston
Porcentaje en Peso de Cinc

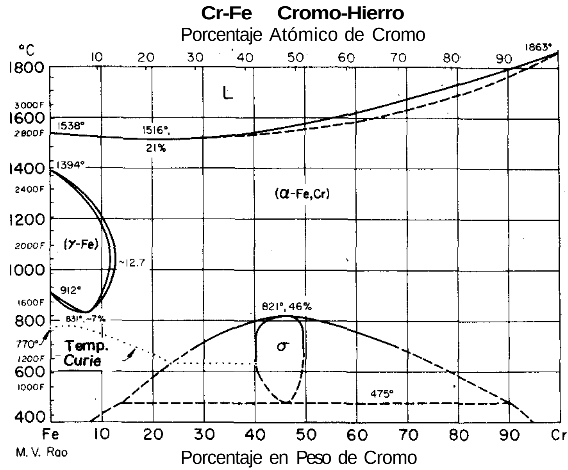
Co-Zr Cobalto-Zirconio

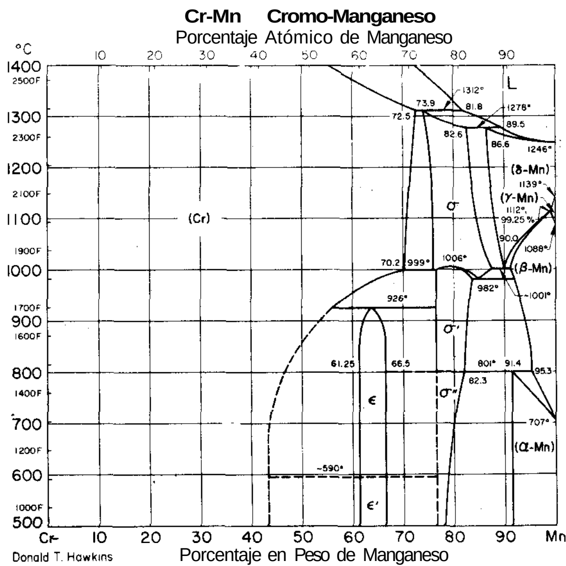


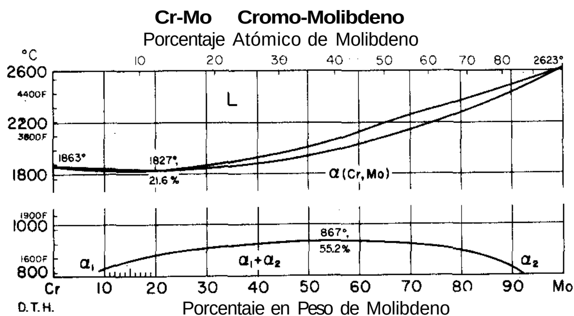
Cr-Cu Cromo-Cobre

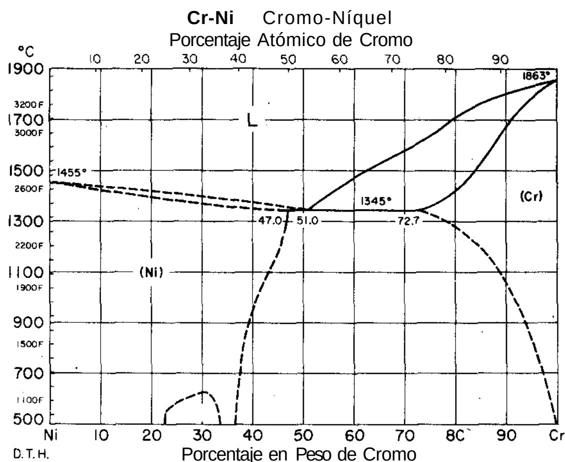


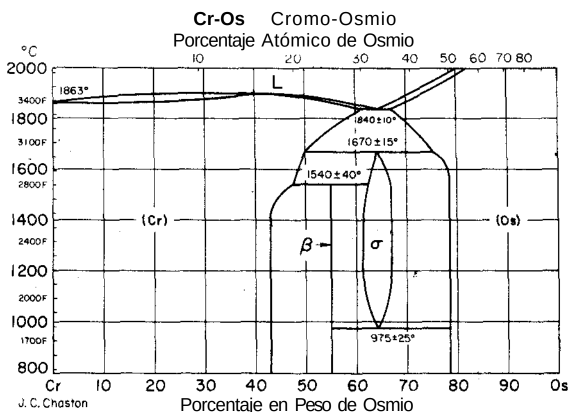


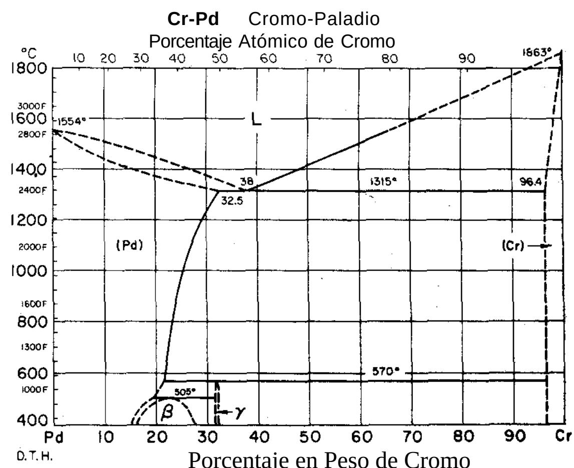

Cr-Fe Cromo-Hierro
Porcentaje Atómico de Cromo
10 20 30 40 50 60 70 80 90
1863°
°C
1800
3000F
1600
2800F
1400
2400F
1200
2000F
1000
1600F
800
770°
1200F
600
1000F
400
L
1538°
1516°,
21%
1394°
(α-Fe,Cr)
(γ-Fe)
~12.7
912°
821°, 46%
831°, ~7%
Temp.
Curie
σ
475°
Fe 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Cr
M. V. Rao
Porcentaje en Peso de Cromo


Cr-Mn Cromo-Manganeso
Porcentaje Atómico de Manganeso
10 20 30 40 50 60 70 80 90
°C
1400
2500F
1300
2300F
1200
2100F
1100
1900F
1000
1700F
900
1600F
800
1400F
700
1200F
600
1000F
500
L
1312°
73.9
81.8
1278°
72.5
89.5
82.6
86.6
1246°
(δ-Mn)
1139°
(γ-Mn)
1112°,
99.25 %
σ
(Cr)
90.0
1088°
70.2
999°
1006°
(β-Mn)
982°
1001°
926°
σ'
61.25
66.5
801°
91.4
95.3
82.3
ε
σ''
707°
(α-Mn)
~590°
ε'
Cr 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Mn
Donald T. Hawkins
Porcentaje en Peso de Manganeso


Cr-Mo Cromo-Molibdeno
Porcentaje Atómico de Molibdeno
10 20 30 40 50 60 70 80
2623°
°C
2600
4400F
2200
3800F
1800
1900F
1000
1600F
800
L
1863°
1827°,
21.6 %
α (Cr, Mo)
867°,
55.2%
α₁
α₁+α₂
α₂
Cr 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Mo
D.T.H.
Porcentaje en Peso de Molibdeno

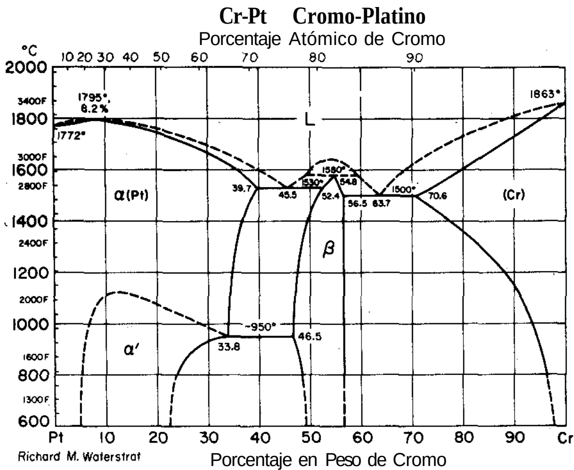

Cr-Ni Cromo-Níquel
Porcentaje Atómico de Cromo
°C
1863°
L
1455°
1345°
(Cr)
47.0
51.0
72.7
(Ni)
Ni 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Cr
D. T. H.
Porcentaje en Peso de Cromo


Cr-Os Cromo-Osmio
Porcentaje Atómico de Osmio
°C
1863°
L
1840±10°
1670±15°
1540±40°
(Cr)
(Os)
β
σ
975±25°
Cr 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Os
J. C. Chaston
Porcentaje en Peso de Osmio


Cr-Pd Cromo-Paladio
Porcentaje Atómico de Cromo
°C
1863°
1554°
L
38
1315°
96.4
32.5
(Pd)
(Cr)
570°
505°
β
γ
Pd 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Cr
D. T. H.
Porcentaje en Peso de Cromo

Cr-Pt Cromo-Platino

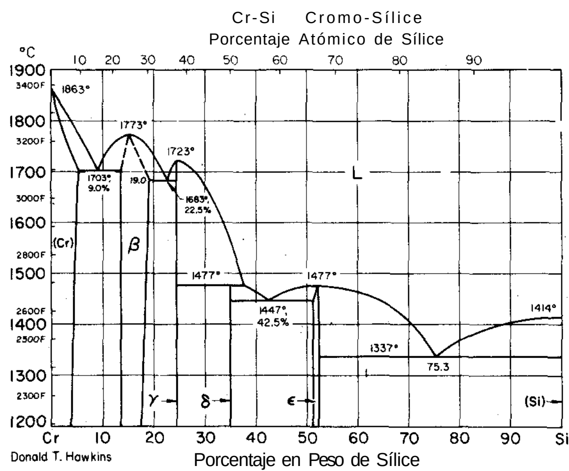
Porcentaje Atómico de Cromo



Porcentaje en Peso de Cromo

Cr-Si Cromo-Sílice

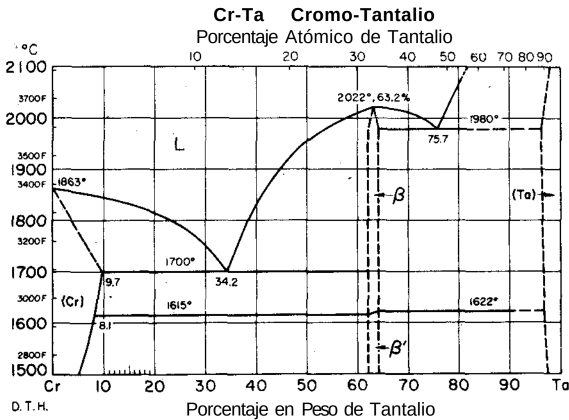
Porcentaje Atómico de Sílice



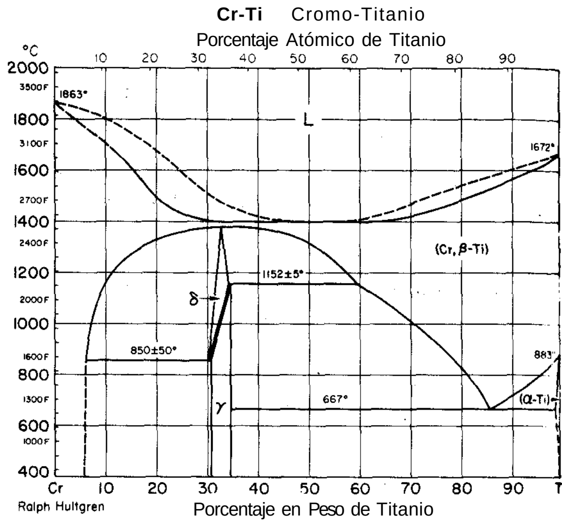
Porcentaje en Peso de Sílice

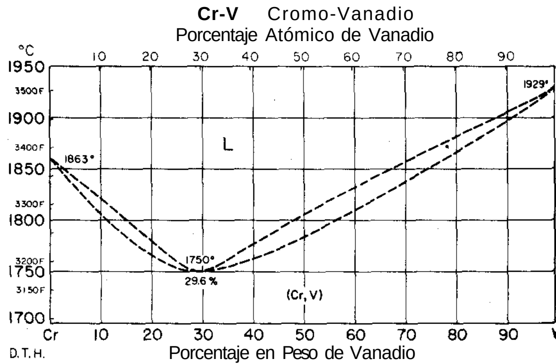
Cr-Ta Cromo-Tantalio

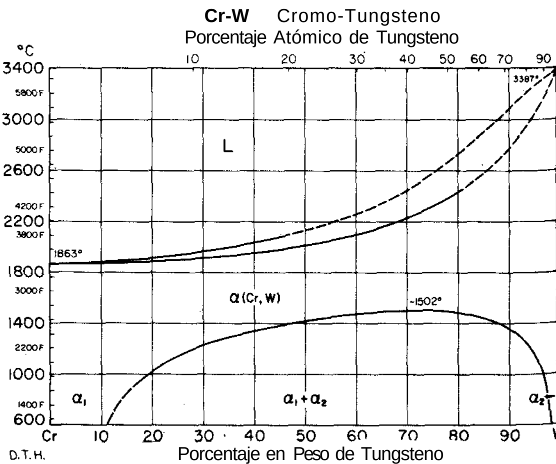
Porcentaje Atómico de Tantalio

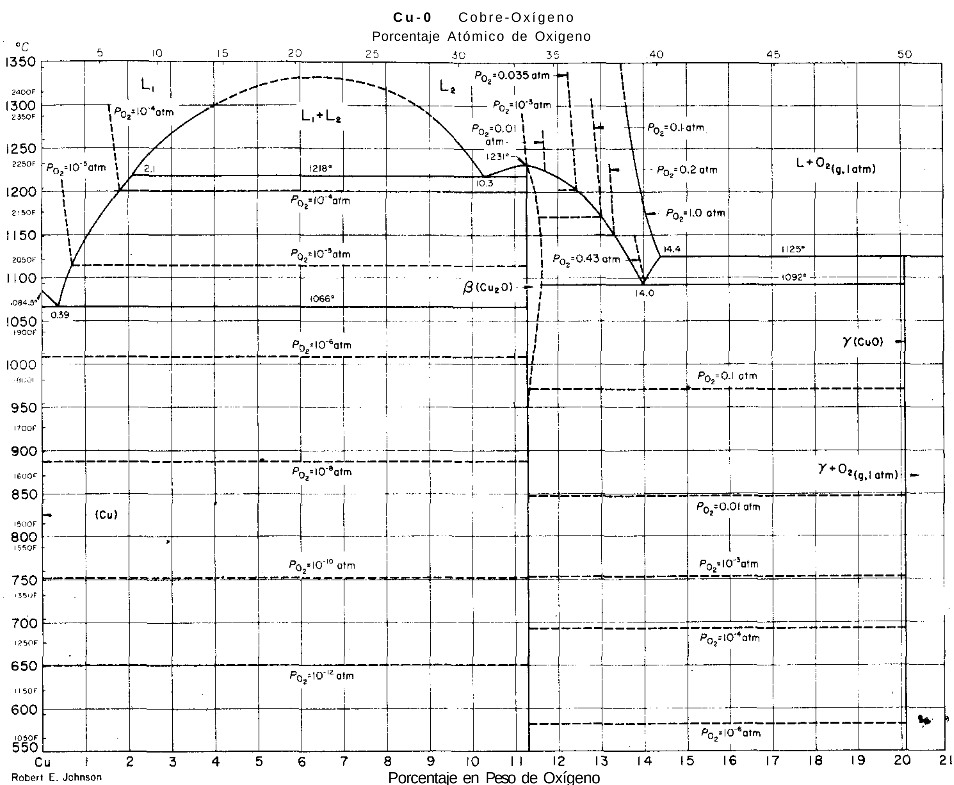


Porcentaje en Peso de Tantalio


Cr-Ti Cromo-Titanio
Porcentaje Atómico de Titanio
°C
1863°
L
1672°
(Cr, β-Ti)
1152±5°
δ
850±50°
883°
667°
γ
(α-Ti)
Ralph Hultgren
Porcentaje en Peso de Titanio


Cr-V Cromo-Vanadio
Porcentaje Atómico de Vanadio
°C
1929°
L
1863°
1750°
29.6 %
(Cr, V)
D.T.H.
Porcentaje en Peso de Vanadio


Cr-W Cromo-Tungsteno
Porcentaje Atómico de Tungsteno
°C
3387°
L
1863°
α (Cr, W)
~1502°
$α_1$
$α_1 + α_2$
$α_2$
D.T.H.
Porcentaje en Peso de Tungsteno



Porcentaje Atómico de Oxígeno

°C

1084.5°

L₁

(Cu)+L₁

1066°

(Cu)

(Cu)+β

F. N. Rhines

Porcentaje en Peso de Oxígeno

Temperatura, °F

Presión, atm.

Cu+Cu₂O+L₁

CuO+Cu₂O+L₂

Cu+L₁

Cu₂O+L₂

Cu₂O+L₁+L₂

O₂+CuO+L₂

O₂+L₂+Cu₂O

O₂+CuO+Cu₂O

O₂+L₁+L₂

O₂+L₁

Q₃

M

Q₂

Q₁

O₂+Cu+L₁

O₂+L₁+Cu₂O

O₂+Cu+Cu₂O

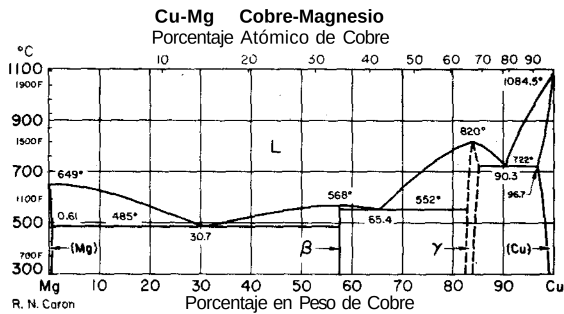
T

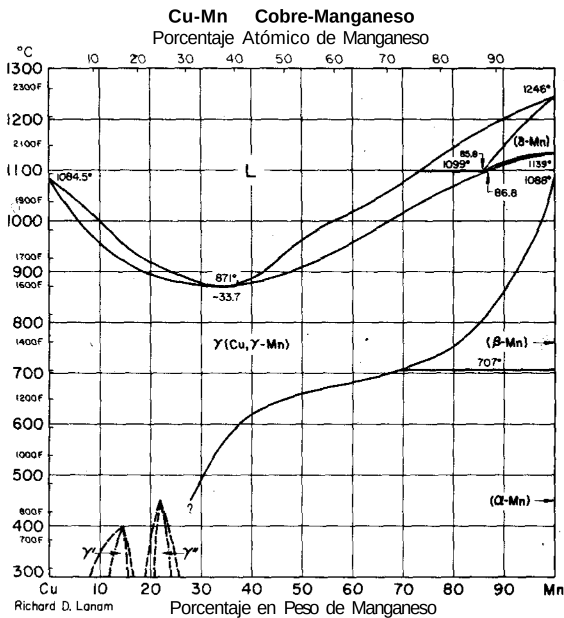
O₂+Cu

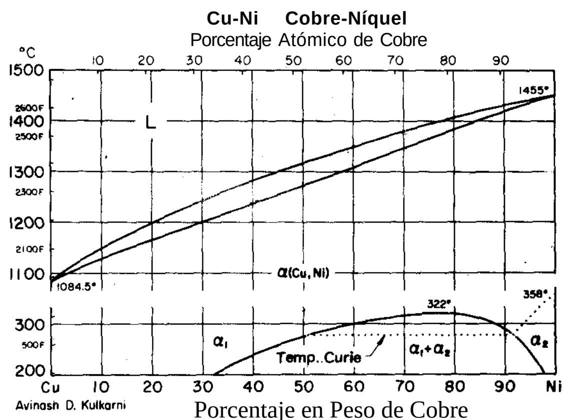
Representación aproximada

F. N. R.

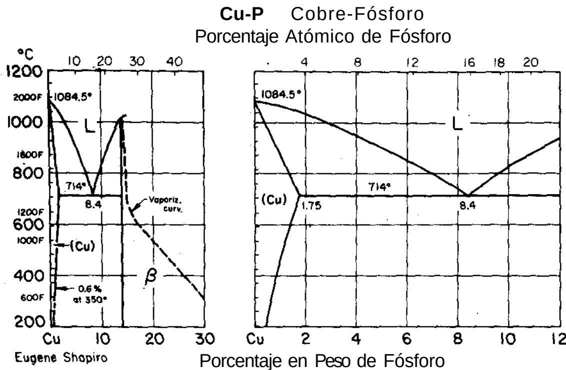
Temperatura, °C


Cu-Mg Cobre-Magnesio
Porcentaje Atómico de Cobre
°C
1084.5°
820°
722°
90.3
96.7
649°
568°
552°
65.4
0.61
485°
30.7
L
(Mg)
β
γ
(Cu)
Mg 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Cu
R. N. Caron
Porcentaje en Peso de Cobre

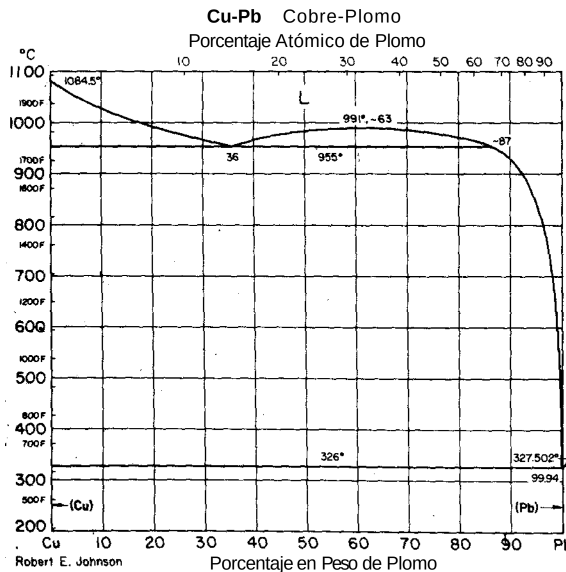

Cu-Mn Cobre-Manganeso
Porcentaje Atómico de Manganeso
°C
1246°
(δ-Mn)
85.8
1099°
1139°
1088°
86.8
1084.5°
L
871°
~33.7
γ (Cu, γ-Mn)
(β-Mn)
707°
?
(α-Mn)
γ'
γ"
Cu 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Mn
Richard D. Lanam
Porcentaje en Peso de Manganeso


Cu-Ni Cobre-Níquel
Porcentaje Atómico de Cobre
°C
1455°
L
α(Cu, Ni)
1084.5°
322°
358°
α₁
Temp. Curie
α₁+α₂
α₂
Cu 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Ni
Avinash D. Kulkarni
Porcentaje en Peso de Cobre

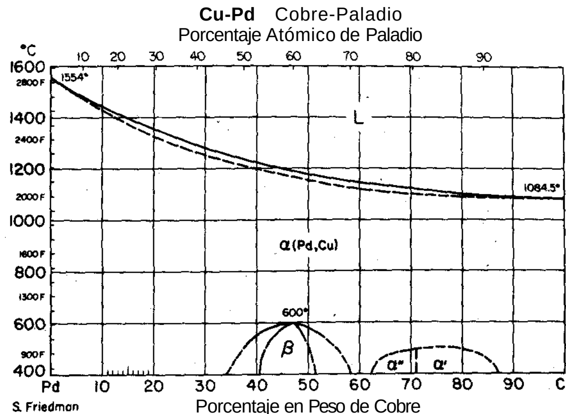
Cu-P Cobre-Fósforo

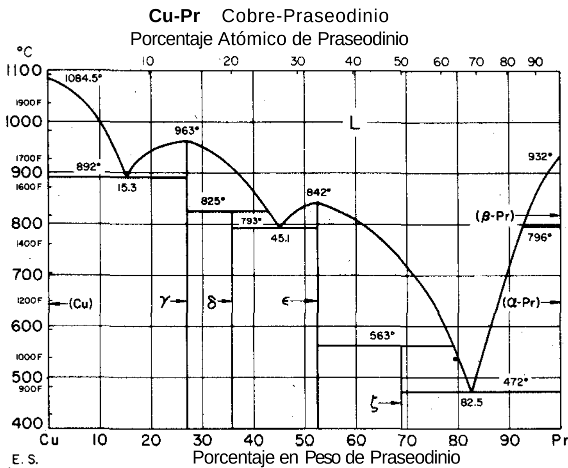


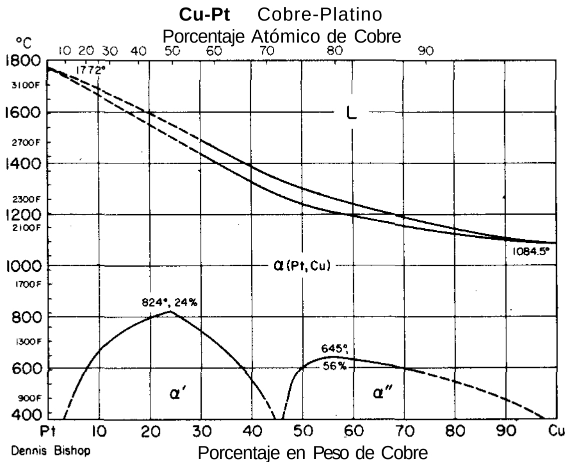
Cu-Pb Cobre-Plomo

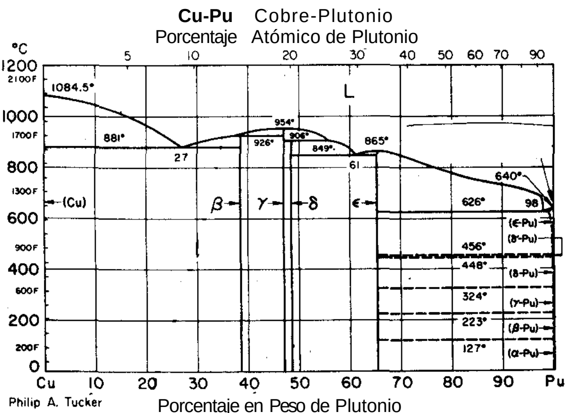


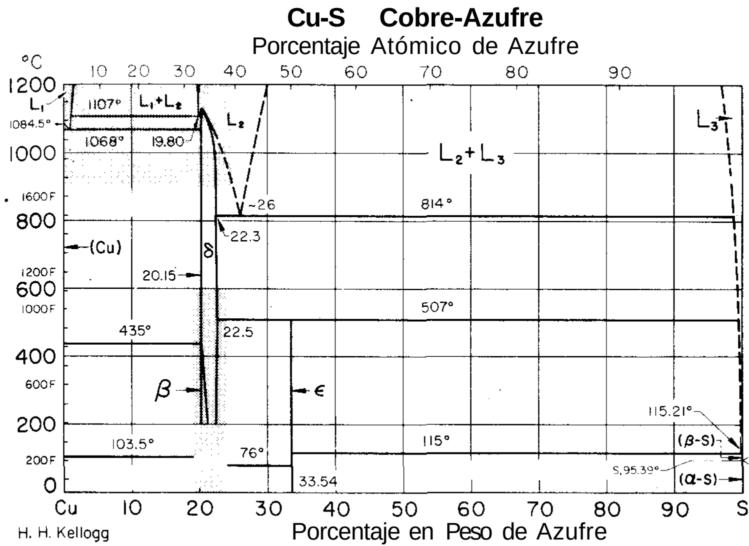
Cu-Pd Cobre-Paladio

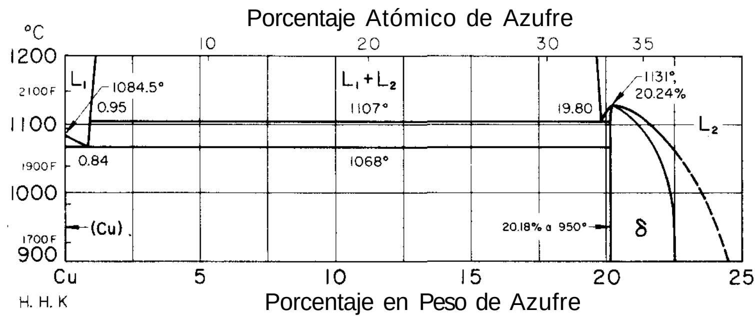


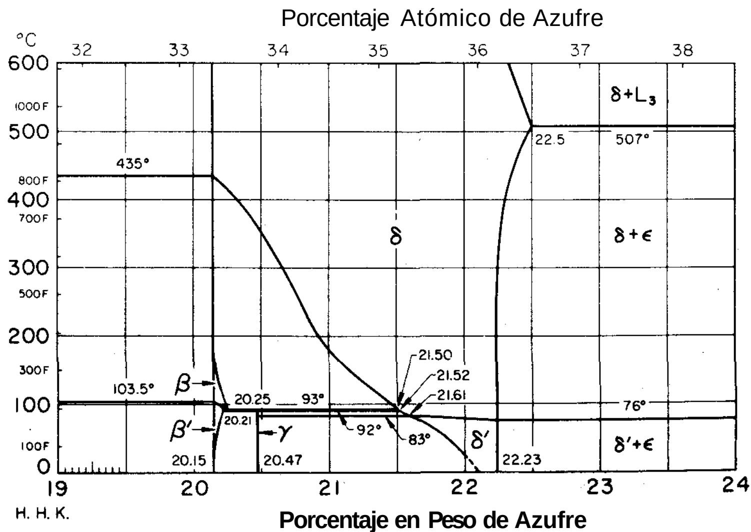

Cu-Pr Cobre-Praseodinio
Porcentaje Atómico de Praseodinio
°C
1084.5°
963°
892°
15.3
825°
793°
45.1
842°
932°
(β-Pr)
796°
L
(Cu)
γ
δ
ε
(α-Pr)
563°
472°
82.5
ζ
Cu
Pr
E. S.
Porcentaje en Peso de Praseodinio


Cu-Pt Cobre-Platino
Porcentaje Atómico de Cobre
°C
1772°
L
1084.5°
α (Pt, Cu)
824°, 24%
645°, 56%
α'
α''
Pt
Cu
Dennis Bishop
Porcentaje en Peso de Cobre

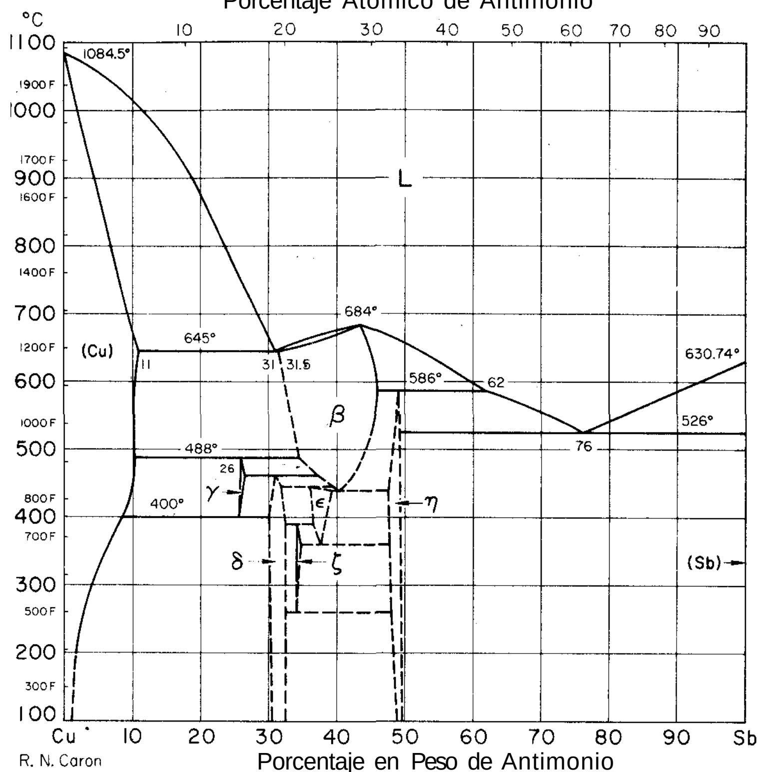

Cu-Pu Cobre-Plutonio
Porcentaje Atómico de Plutonio
°C
1084.5°
L
954°
906°
926°
849°
881°
27
865°
61
640°
626°
98
(Cu)
β
γ
δ
ε
(ε-Pu)
(δ'-Pu)
456°
448°
(δ-Pu)
324°
(γ-Pu)
223°
(β-Pu)
127°
(α-Pu)
Cu
Pu
Philip A. Tucker
Porcentaje en Peso de Plutonio

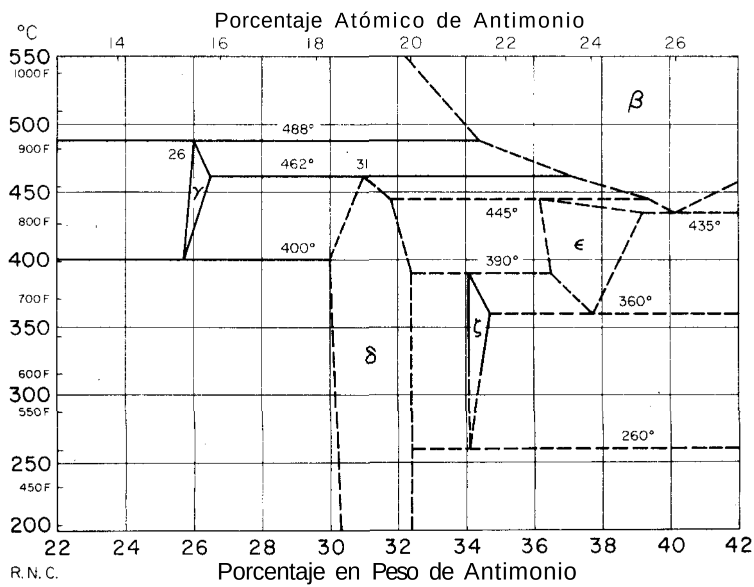

Cu-S Cobre-Azufre
Porcentaje Atómico de Azufre
°C
10 20 30 40 50 60 70 80 90
1200
L1
1107°
L1+L2
1084.5°
L2
L3
1068°
19.80
1000
L2+L3
1600F
~26
814°
800
22.3
(Cu)
δ
1200F
20.15
600
1000F
507°
435°
22.5
400
600F
β
ϵ
115.21°
200
103.5°
115°
(β-S)
76°
200F
S,95.39°
(α-S)
0
33.54
Cu 10 20 30 40 50 60 70 80 90 S
H. H. Kellogg
Porcentaje en Peso de Azufre

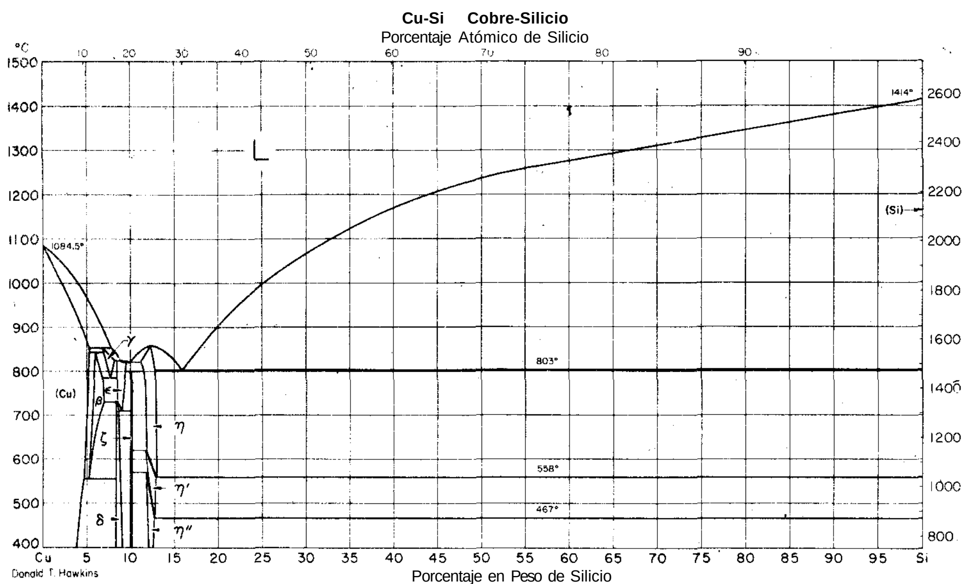

Porcentaje Atómico de Azufre
°C
10 20 30 35
1200
L1
L1+L2
1131°, 20.24%
2100F
1084.5°
0.95
1107°
19.80
1100
L2
0.84
1068°
1900F
1000
(Cu)
20.18% a 950°
δ
1700F
900
Cu 5 10 15 20 25
H. H. K
Porcentaje en Peso de Azufre


Porcentaje Atómico de Azufre
°C
32 33 34 35 36 37 38
600
δ+L3
1000F
500
22.5
507°
435°
800F
400
700F
δ
δ+ϵ
300
500F
200
21.50
300F
21.52
103.5°
β
21.61
100
20.25
93°
76°
20.21
β′
γ
92°
83°
δ′
100F
δ′+ϵ
0
20.15
20.47
22.23
19 20 21 22 23 24
H. H. K.
Porcentaje en Peso de Azufre

Cu-Sb Cobre-Antimonio







Porcentaje Atómico de Silicio

L

1084.5°

(Cu)

853°

843°

5.3

825°

821°

801°

859°

803°

785°

730°

710°

β

γ

ε

η

620°

570°

555°

4.65

5.2

12.98

558°

467°

δ

ζ

η′

η″

D. T. H.

Porcentaje en Peso de Silicio

Porcentaje Atómico de Cobre

L

1414°

(Si)

(Si) + L

803°

(Si) + η

558°

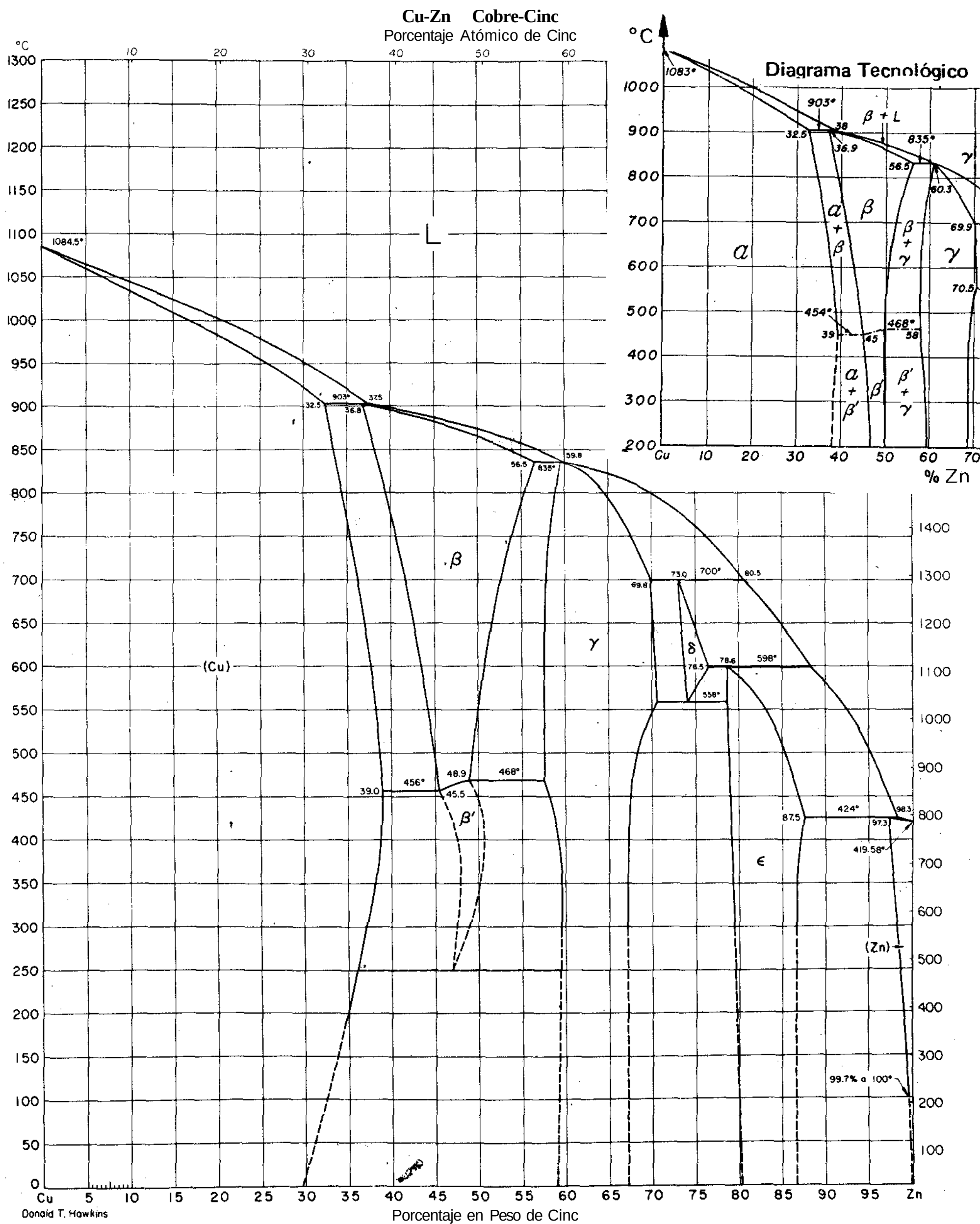
(Si) + η′

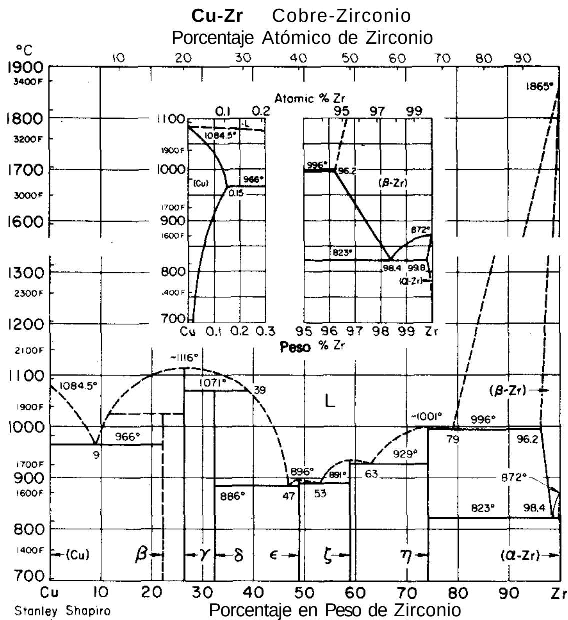
467°

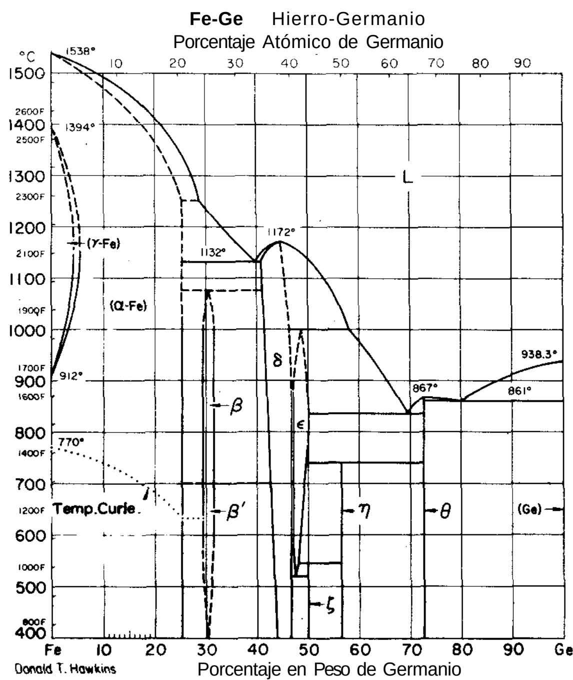
(Si) + η″

D. T. H Porcentaje en Peso de Cobre

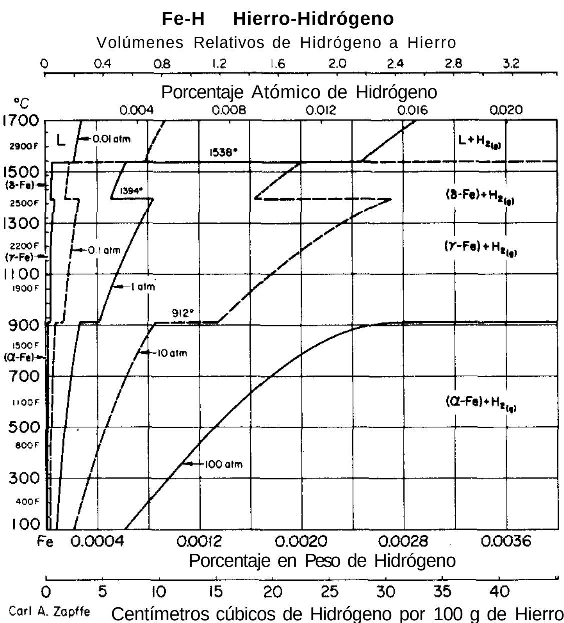
Cu-Zn Cobre-Cinc



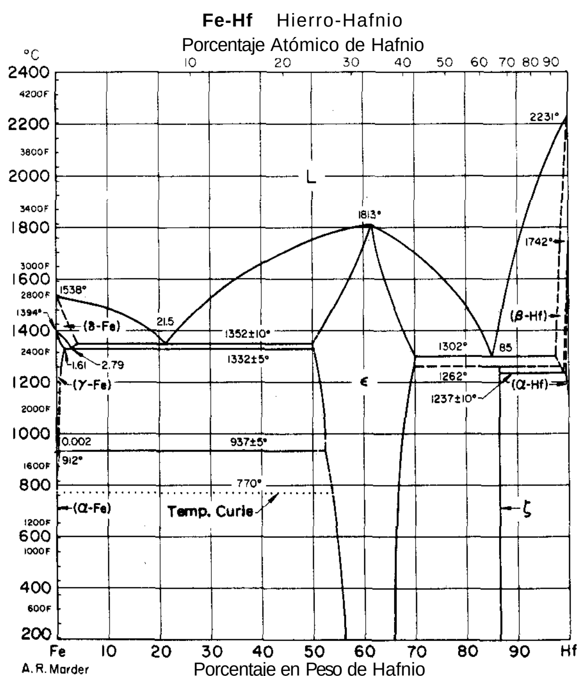

Cu-Zr Cobre-Zirconio
Porcentaje Atómico de Zirconio
Atomic % Zr
Peso % Zr
1084.5°
966°
(Cu)
996°
96.2
(β-Zr)
872°
823°
98.4
99.8
(α-Zr)
1865°
~1116°
1071°
39
L
~1001°
79
929°
896°
891°
63
53
47
886°
872°
β
γ
δ
ε
ζ
η
Stanley Shapiro
Porcentaje en Peso de Zirconio

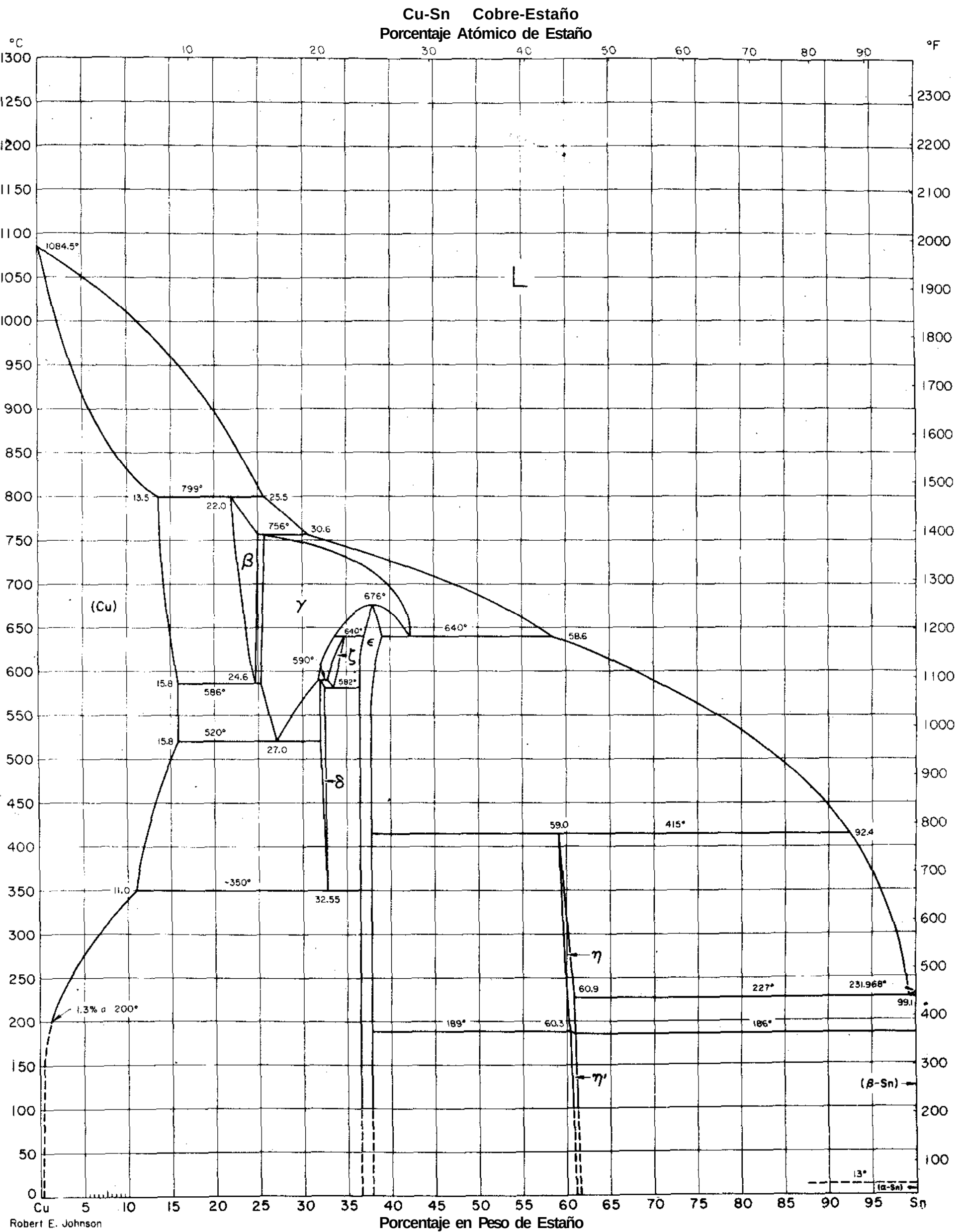

Fe-Ge Hierro-Germanio
Porcentaje Atómico de Germanio
1538°
1394°
L
1172°
1132°
(γ-Fe)
(α-Fe)
δ
938.3°
867°
861°
912°
β
ε
770°
Temp.Curie
β′
η
θ
(Ge)
ζ
Donald T. Hawkins
Porcentaje en Peso de Germanio

Fe-H Hierro-Hidrógeno



Fe-Hf Hierro-Hafnio




Cu-Sn Cobre-Estaño
Porcentaje Atómico de Estaño
Porcentaje en Peso de Estaño
°C
°F
L
(Cu)
β
γ
ε
ζ
δ
η
η'
1084.5°
799°
756°
676°
640°
590°
586°
582°
520°
~350°
415°
227°
231.968°
189°
186°
13°
13.5
22.0
25.5
30.6
15.8
24.6
27.0
11.0
32.55
58.6
59.0
92.4
60.9
60.3
99.1
1.3% a 200°
(β-Sn)
(α-Sn)
Cu
Sn
Robert E. Johnson

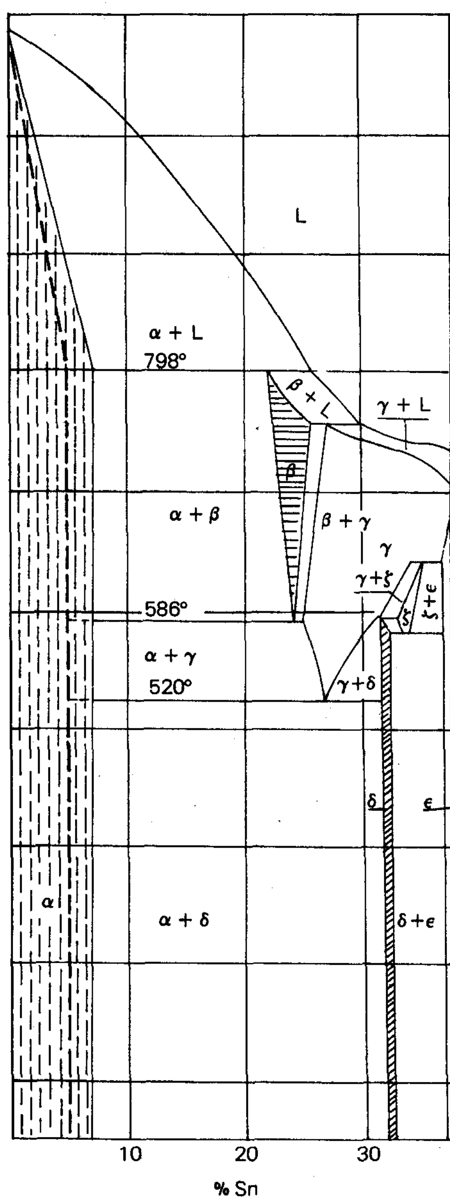


Diagrama de transformación de las aleaciones Cu-Sn después de someterlas a los recocidos normales utilizados en la industria.

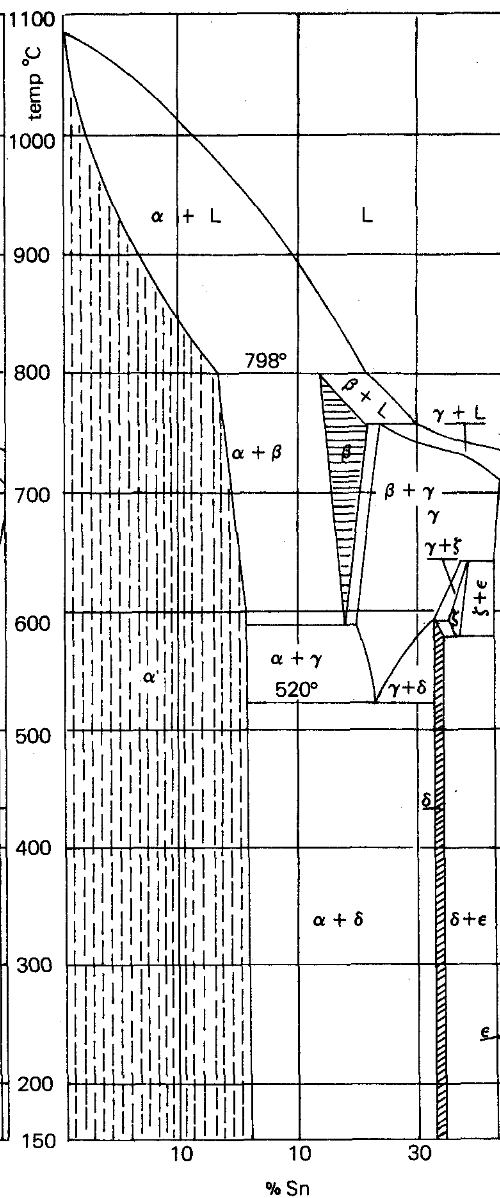
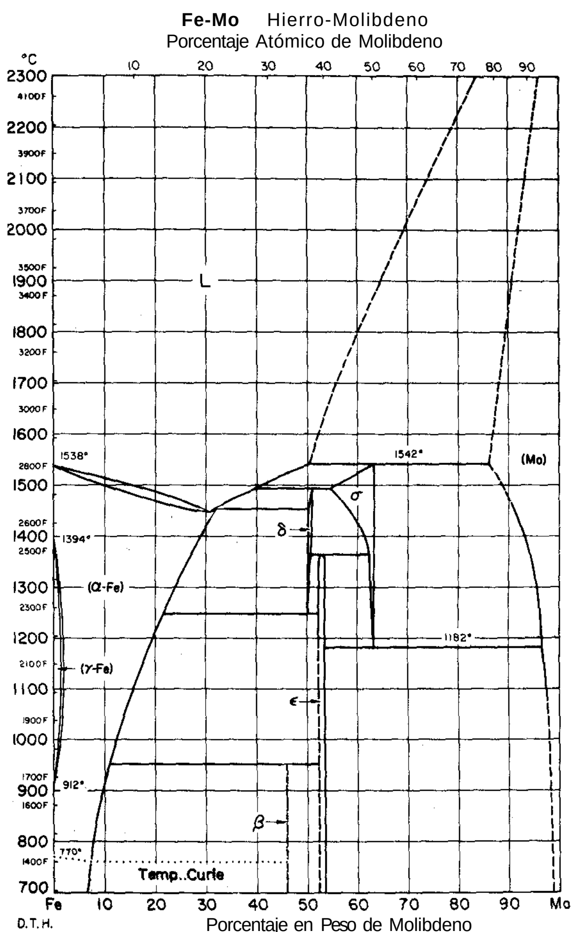
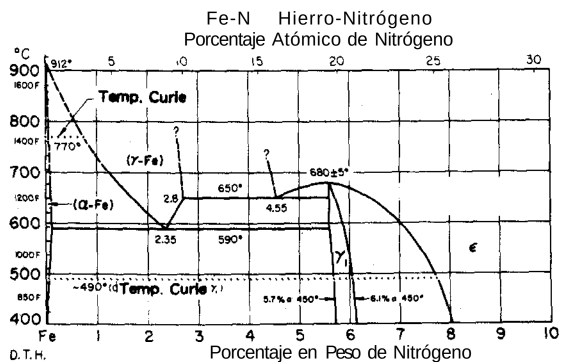
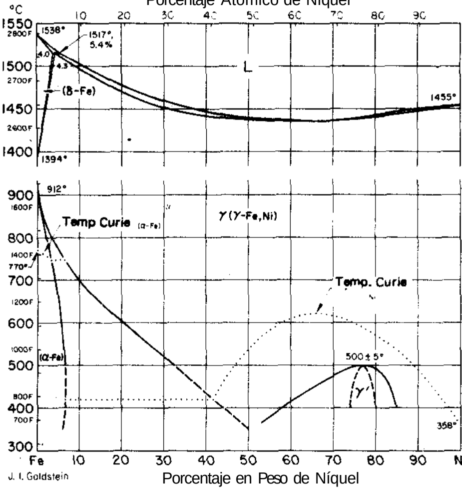
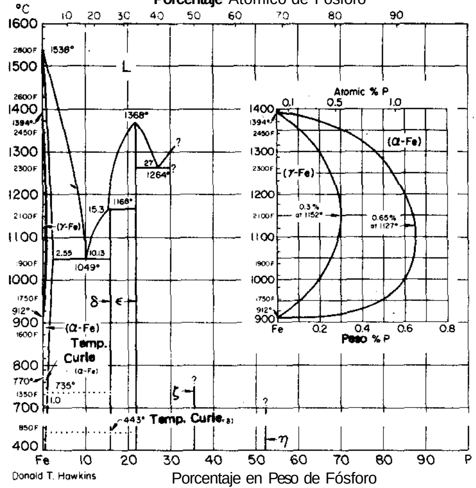


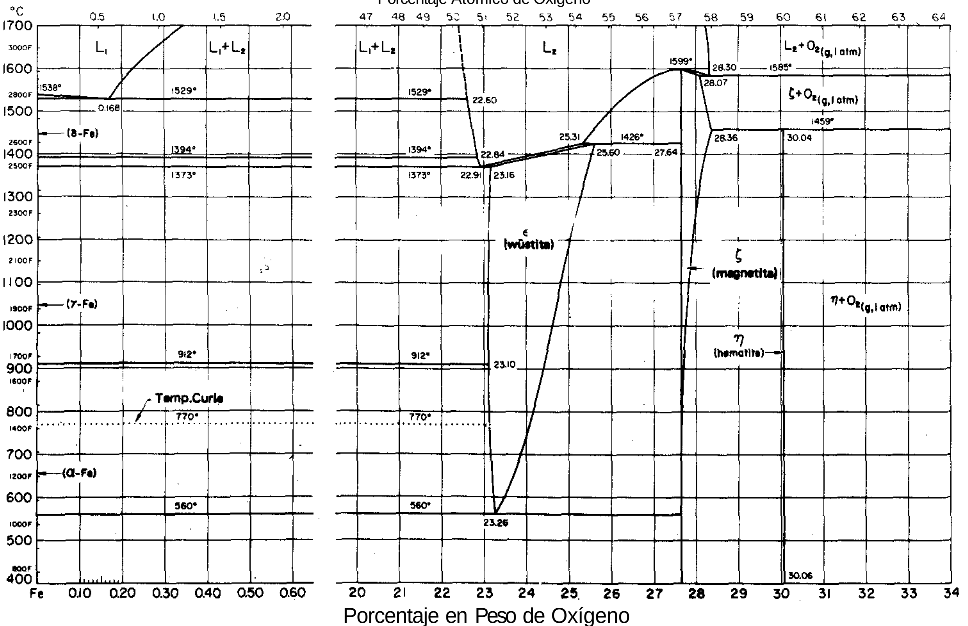
Diagrama de transformación de las aleaciones Cu-Sn moldeadas en la práctica. (Línea de puntos son los límites para moldeo en coquilla).


Fe-Mo Hierro-Molibdeno
Porcentaje Atómico de Molibdeno
L
1538°
1542°
(Mo)
σ
δ
1394°
(α-Fe)
1182°
(γ-Fe)
ϵ
912°
β
770°
Temp..Curie
Porcentaje en Peso de Molibdeno
D.T.H.

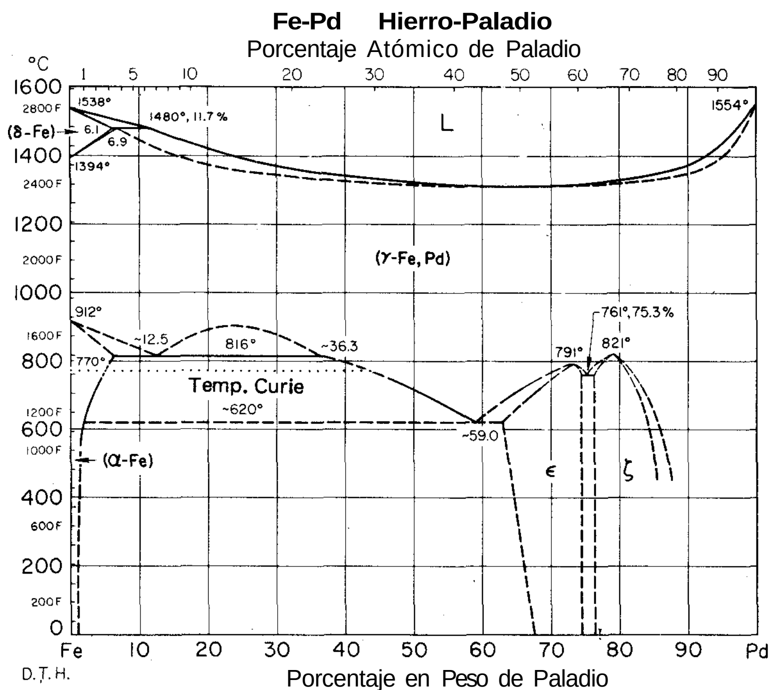

Fe-N Hierro-Nitrógeno
Porcentaje Atómico de Nitrógeno
912°
Temp. Curie
770°
(γ-Fe)
680±5°
650°
2.8
4.55
(α-Fe)
2.35
590°
ϵ
γ'
~490°
Temp. Curie
5.7% a 450°
6.1% a 450°
Porcentaje en Peso de Nitrógeno
D.T.H.


Fe-Ni Hierro-Níquel
Porcentaje Atómico de Níquel
Temp Curie
γ (γ-Fe,Ni)
Temp. Curie
(α-Fe)
(δ-Fe)
L
J. I. Goldstein
Porcentaje en Peso de Níquel

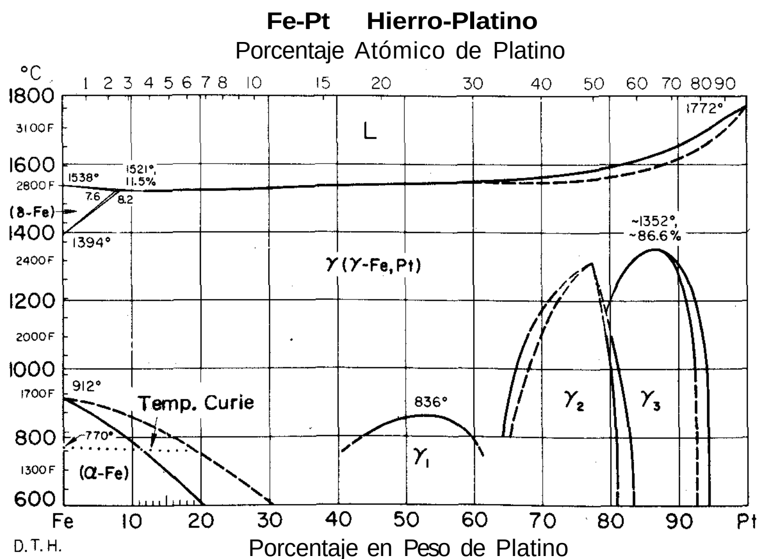

Fe-P Hierro-Fósforo
Porcentaje Atómico de Fosforo
L
(γ-Fe)
(α-Fe)
Temp. Curie
Temp. Curie
Atomic % P
Peso % P
Donald T. Hawkins
Porcentaje en Peso de Fósforo

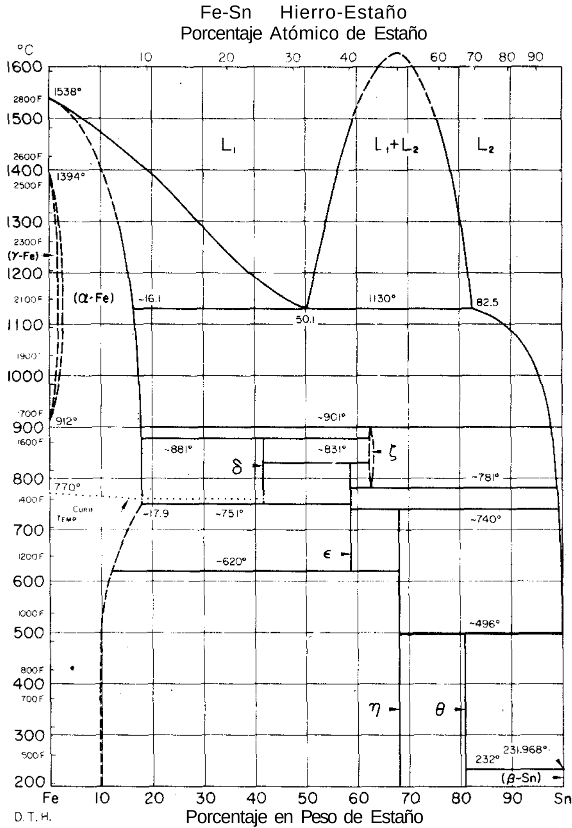

Fe-0 Hierro-Oxígeno
Porcentaje Atómico de Oxigeno
(δ-Fe)
(γ-Fe)
(α-Fe)
Temp.Curie
ε (wüstita)
ζ (magnetita)
η (hematita)
Porcentaje en Peso de Oxígeno

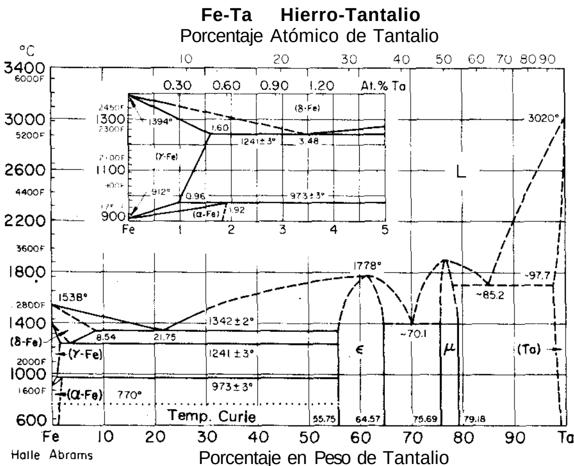
Fe-Pd Hierro-Paladio

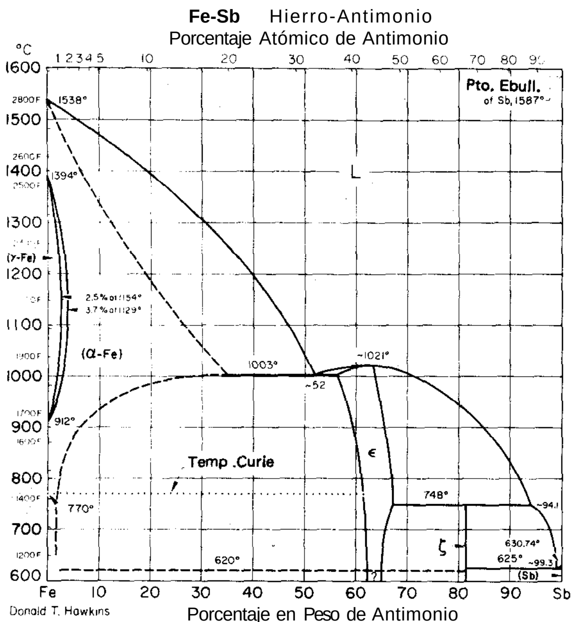


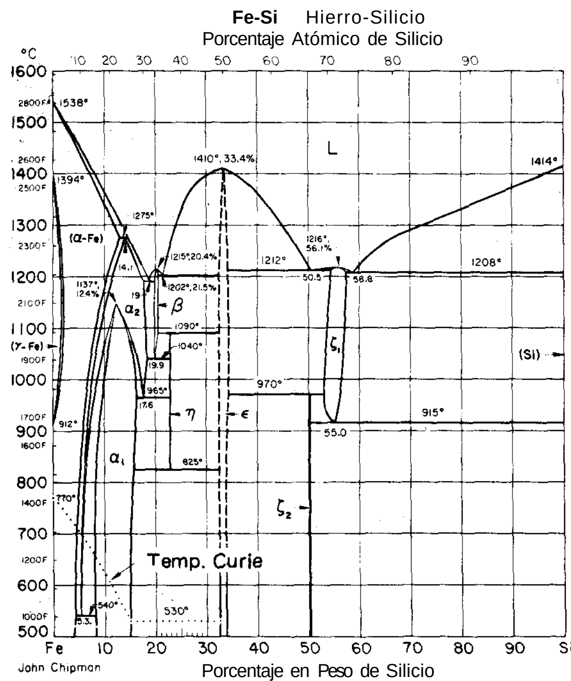
Fe-Pt Hierro-Platino

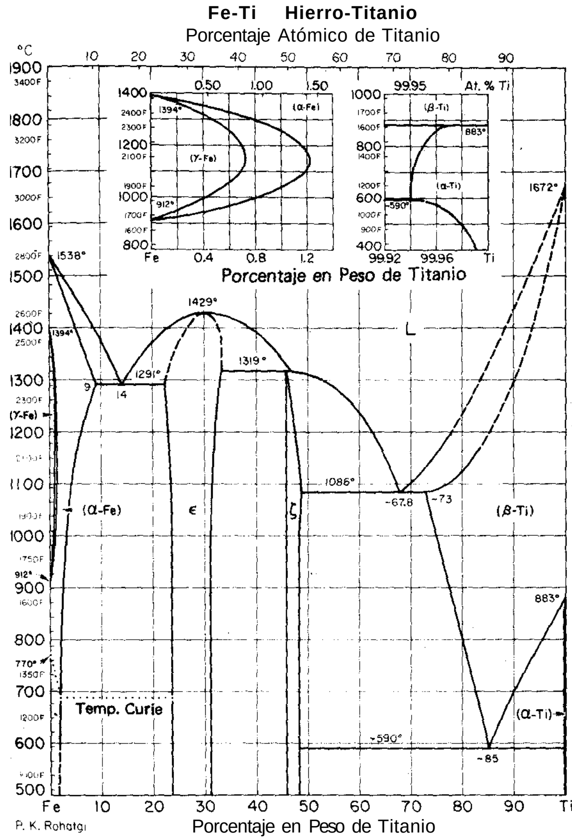


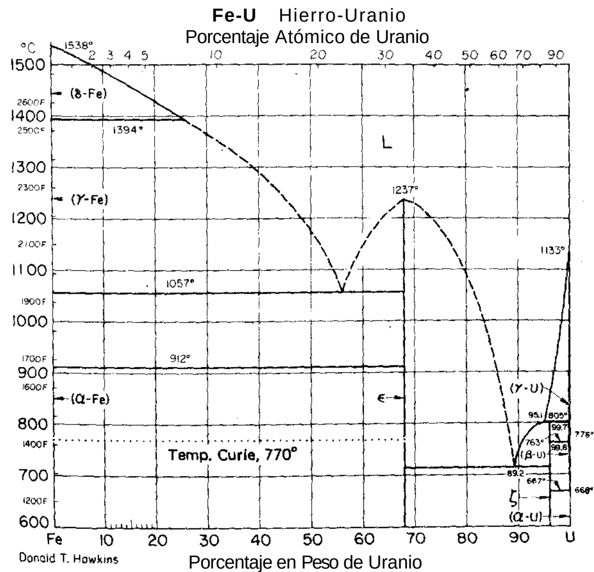

Fe-Sn Hierro-Estaño
Porcentaje Atómico de Estaño
°C
1538°
1394°
L1
L1+L2
L2
(γ-Fe)
(α-Fe)
~16.1
50.1
1130°
82.5
912°
~901°
~881°
~831°
δ
ζ
770°
~781°
Curie Temp
~17.9
~751°
~740°
~620°
ϵ
~496°
η
θ
231.968°
232°
(β-Sn)
Fe
Sn
D. T. H.
Porcentaje en Peso de Estaño

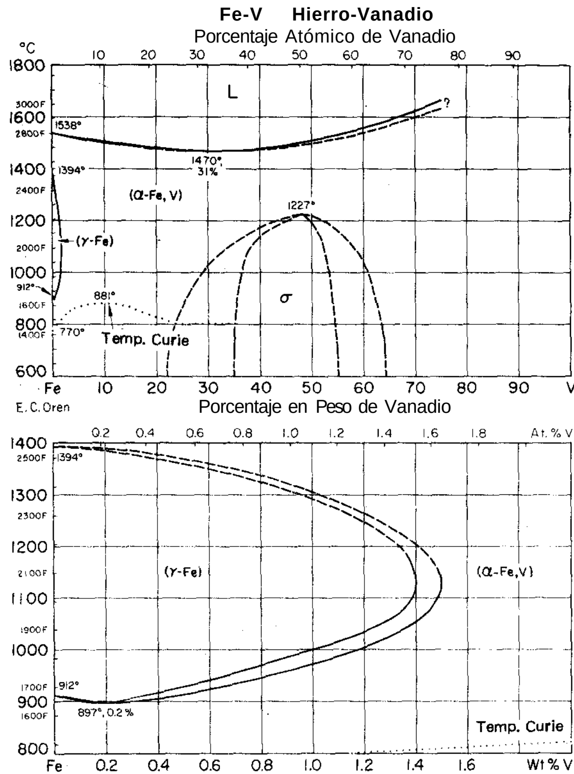

Fe-Ta Hierro-Tantalio
Porcentaje Atómico de Tantalio
°C
At.% Ta
(δ-Fe)
1394°
1.60
1241±3°
3.48
(γ-Fe)
912°
0.96
973±3°
(α-Fe)
1.92
3020°
L
1778°
~97.7
~85.2
1538°
1342±2°
8.54
21.75
~70.1
(δ-Fe)
(γ-Fe)
1241±3°
ϵ
μ
(Ta)
973±3°
(α-Fe)
770°
Temp. Curie
55.75
64.57
75.69
79.18
Fe
Ta
Halle Abrams
Porcentaje en Peso de Tantalio

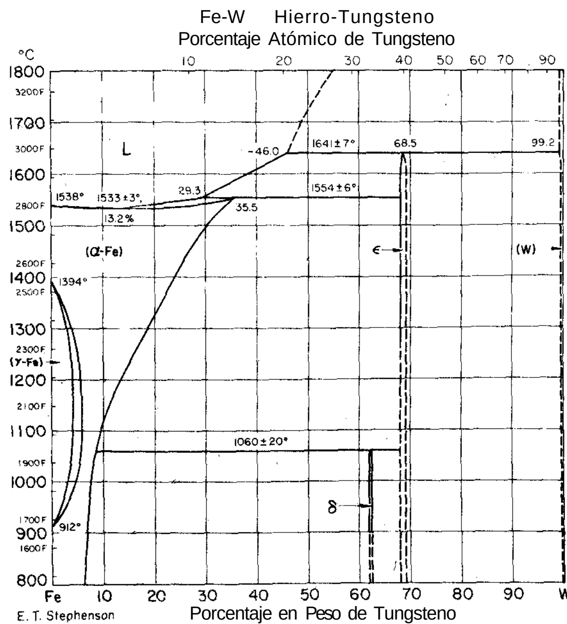

Fe-Sb Hierro-Antimonio
Porcentaje Atómico de Antimonio
°C
Pto. Ebull. of Sb, 1587°
1538°
1394°
L
(γ-Fe)
2.5% at 1154°
3.7% at 1129°
(α-Fe)
1003°
~52
~1021°
912°
ε
Temp. Curie
748°
~94.1
770°
ζ
630.74°
625°
~99.3
620°
(Sb)
Fe 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Sb
Donald T. Hawkins
Porcentaje en Peso de Antimonio


Fe-Si Hierro-Silicio
Porcentaje Atómico de Silicio
°C
1538°
L
1410°, 33.4%
1414°
1394°
1275°
(α-Fe)
1216°, 56.1%
1215°, 20.4%
1212°
1208°
14.1
50.5
58.8
1137°, 12.4%
1202°, 21.5%
α_2
β
1090°
(γ-Fe)
1040°
ζ_1
(Si)
19.9
970°
965°
17.6
η
ε
912°
915°
55.0
α_1
825°
770°
ζ_2
Temp. Curie
540°
530°
5.3
Fe 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Si
John Chipman
Porcentaje en Peso de Silicio

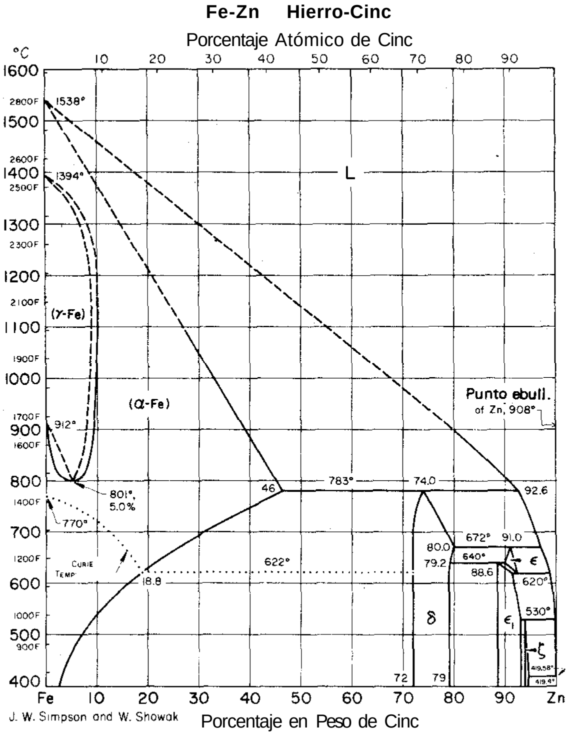

Fe-Ti Hierro-Titanio
Porcentaje Atómico de Titanio
Porcentaje en Peso de Titanio
At. % Ti
(α-Fe)
(γ-Fe)
(β-Ti)
(α-Ti)
1538°
1394°
1429°
1291°
1319°
1086°
1672°
883°
912°
770°
~590°
~67.8
~73
~85
L
ε
ζ
Temp. Curie
Porcentaje en Peso de Titanio
P. K. Rohatgi

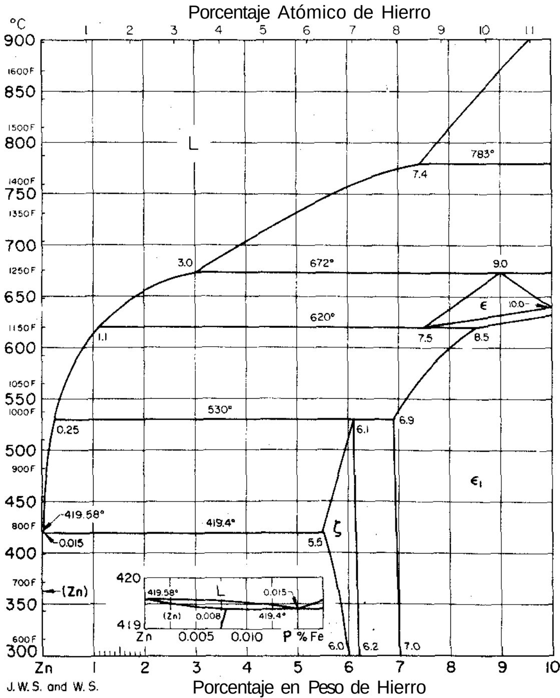

Fe-U Hierro-Uranio
Porcentaje Atómico de Uranio
1538°
(δ-Fe)
1394°
(γ-Fe)
L
1237°
1133°
1057°
912°
(α-Fe)
ε
(γ-U)
805°
776°
763°
(β-U)
668°
667°
ζ
(α-U)
Temp. Curie, 770°
Porcentaje en Peso de Uranio
Donald T. Hawkins

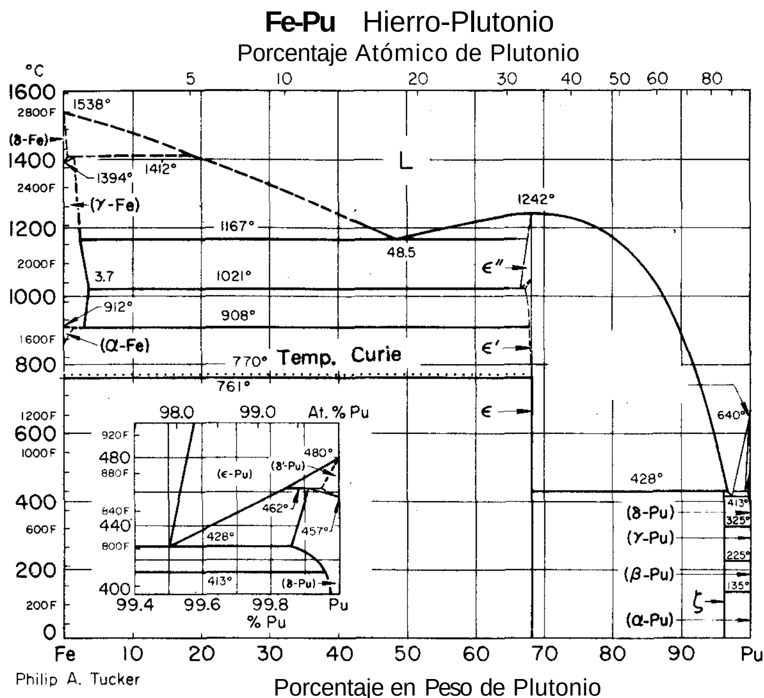

Fe-V Hierro-Vanadio
Porcentaje Atómico de Vanadio
°C
L
1538°
1470°, 31%
1394°
(α-Fe, V)
1227°
(γ-Fe)
912°
881°
σ
770°
Temp. Curie
E. C. Oren
Porcentaje en Peso de Vanadio
At. % V
1394°
(γ-Fe)
(α-Fe,V)
912°
897°, 0.2 %
Temp. Curie
Wt % V

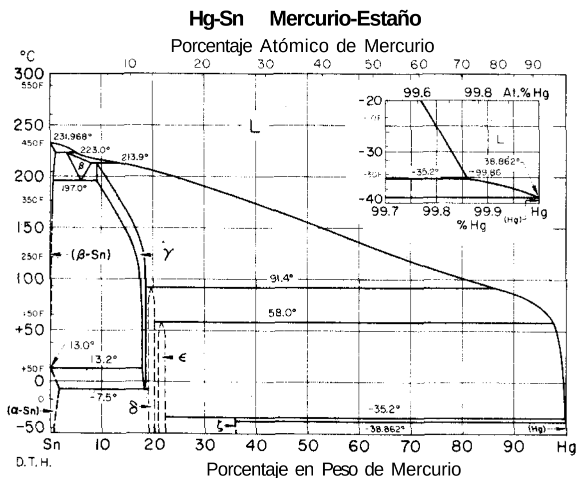

Fe-W Hierro-Tungsteno
Porcentaje Atómico de Tungsteno
°C
L
~46.0
1641 ± 7°
68.5
99.2
1554 ± 6°
29.3
1538°
1533 ± 3°
13.2%
35.5
(α-Fe)
ε
(W)
1394°
(γ-Fe)
1060 ± 20°
δ
912°
E. T. Stephenson
Porcentaje en Peso de Tungsteno

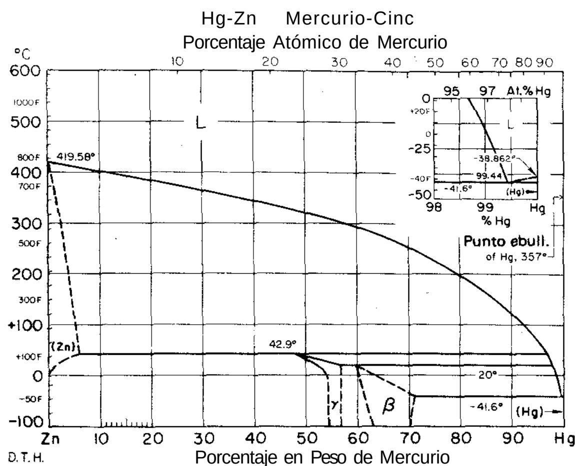
Fe-Zn Hierro-Cinc

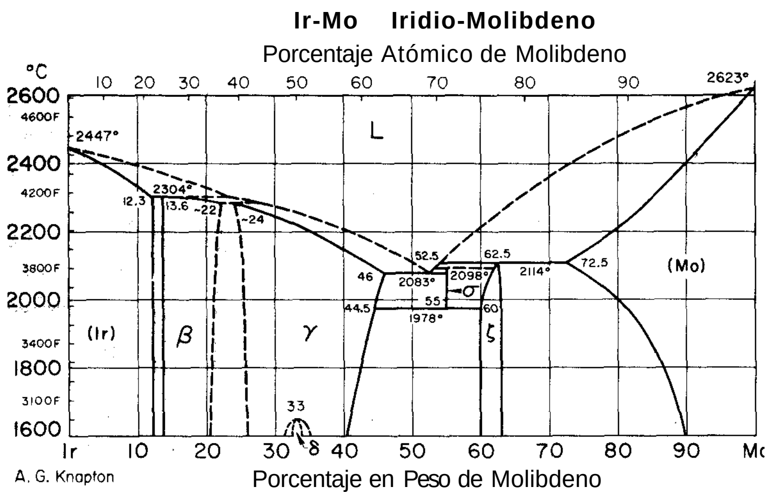


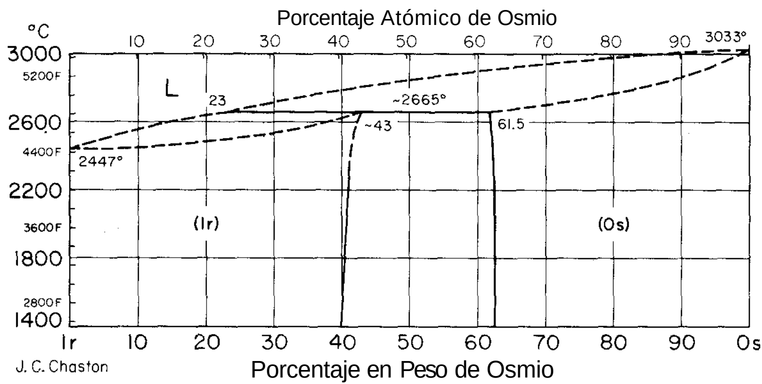


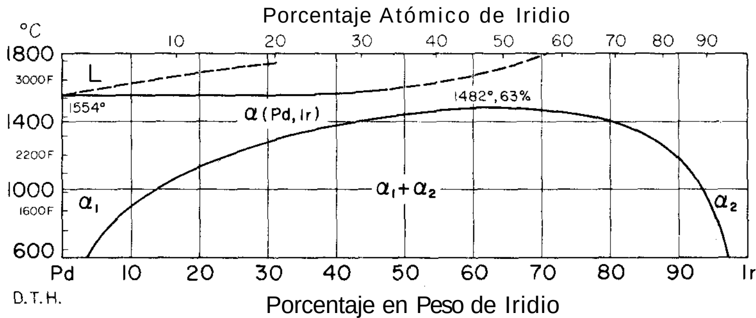

Fe-Pu Hierro-Plutonio
Porcentaje Atómico de Plutonio
Temp. Curie
Philip A. Tucker
Porcentaje en Peso de Plutonio

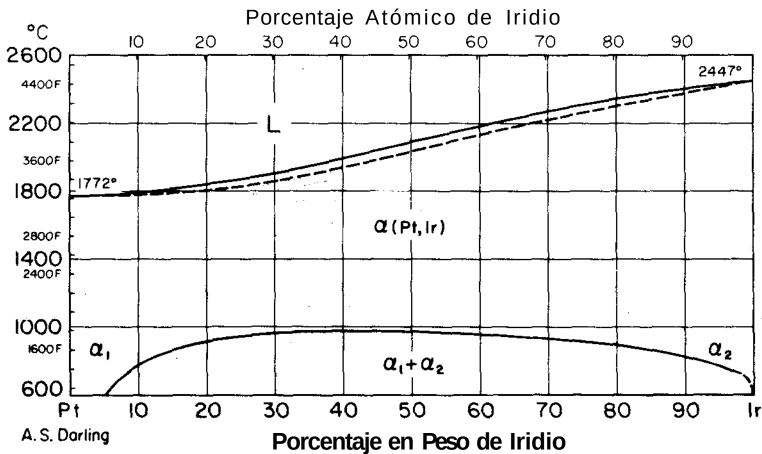

Hg-Sn Mercurio-Estaño
Porcentaje Atómico de Mercurio
D.T.H.
Porcentaje en Peso de Mercurio

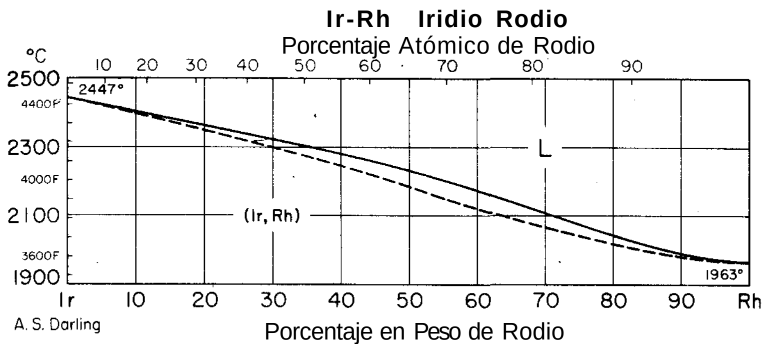

Hg-Zn Mercurio-Cinc
Porcentaje Atómico de Mercurio
419.58°
42.9°
20°
-41.6°
(Zn)
(Hg)
L
Punto ebull. of Hg, 357°
-38.862°
99.44
% Hg
D.T.H.
Porcentaje en Peso de Mercurio

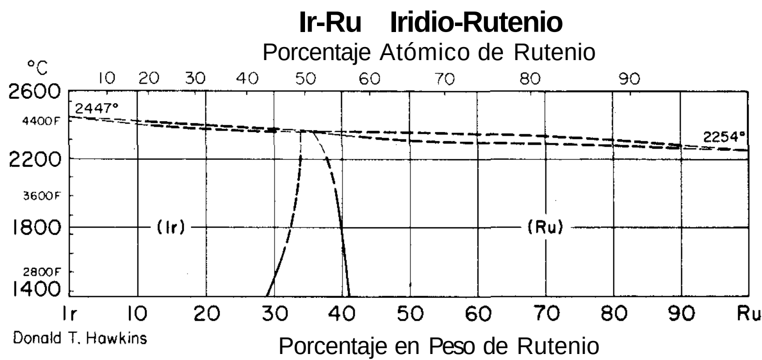

Ir-Mo Iridio-Molibdeno
Porcentaje Atómico de Molibdeno
2447°
2623°
2304°
2083°
2098°
2114°
1978°
L
(Ir)
(Mo)
A. G. Knapton
Porcentaje en Peso de Molibdeno

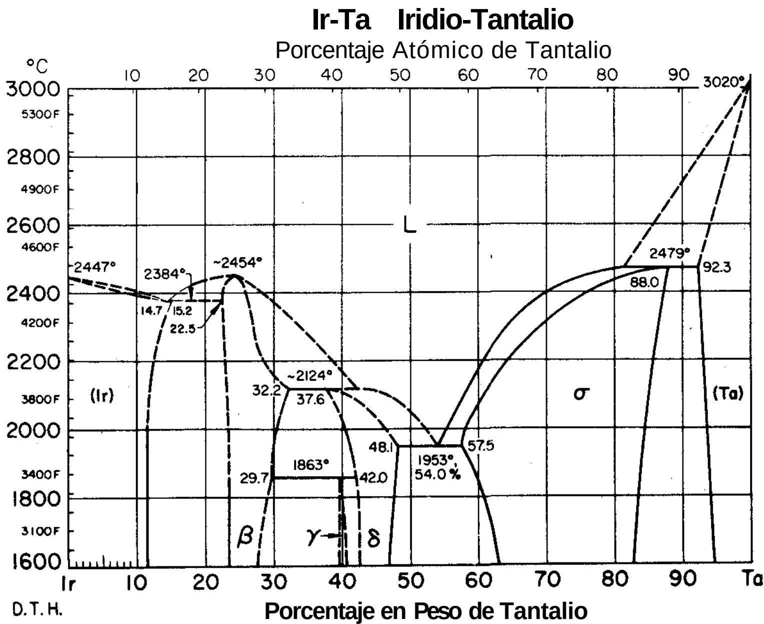

Ir-0s Iridium-Osmium
Porcentaje Atómico de Osmio
°C
3000
5200F
2600
4400F
2200
3600F
1800
2800F
1400
L
23
~2665°
~43
61.5
2447°
3033°
(Ir)
(Os)
Ir
Os
J. C. Chaston
Porcentaje en Peso de Osmio

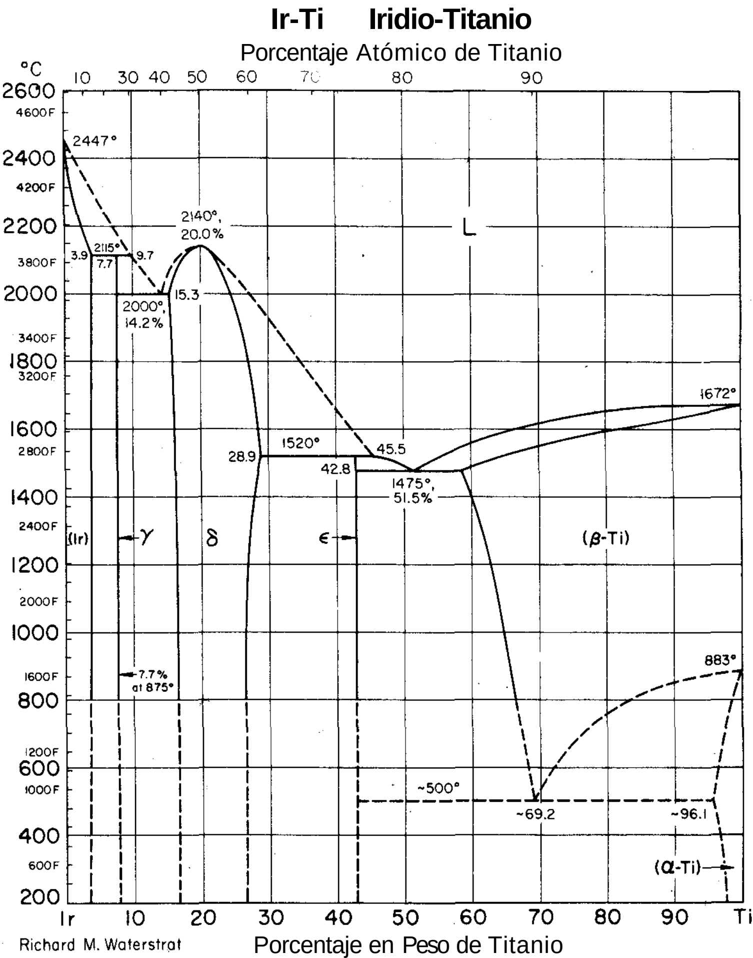

Ir-Pd Iridio-Paladio
Porcentaje Atómico de Iridio
°C
1800
3000F
1400
2200F
1000
1600F
600
L
1554°
1482°, 63%
α (Pd, Ir)
$\alpha_1 + \alpha_2$
α_1
α_2
Pd
Ir
D. T. H.
Porcentaje en Peso de Iridio

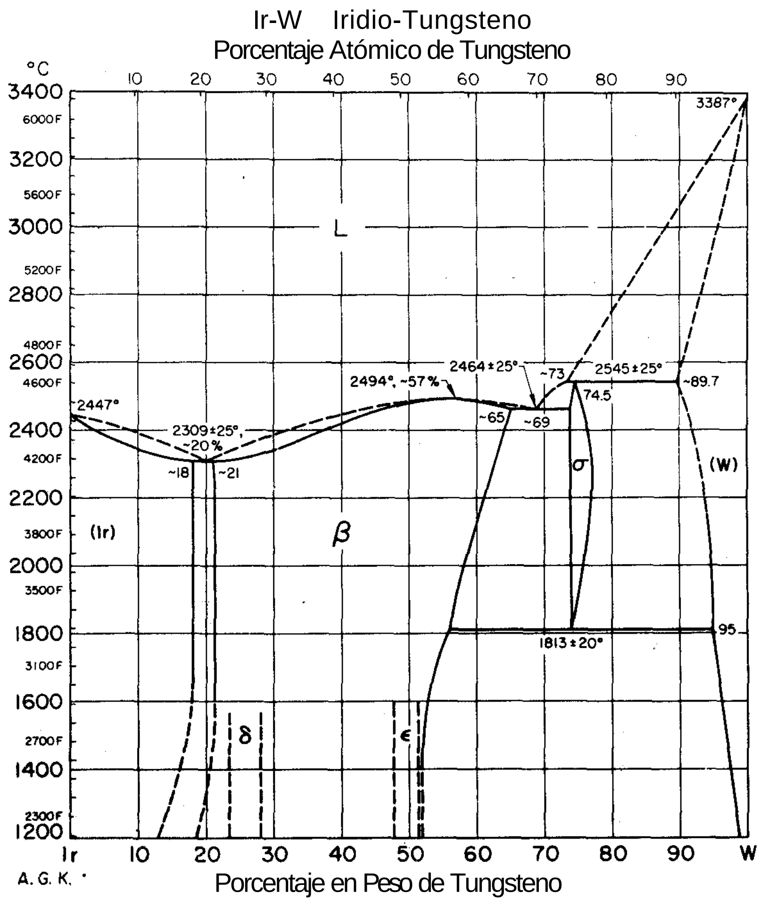

Ir-Pt Iridio-Platino
Porcentaje Atómico de Iridio
°C
2600
4400F
2200
3600F
1800
2800F
1400
2400F
1000
1600F
600
2447°
L
1772°
α (Pt, Ir)
α_1
$\alpha_1 + \alpha_2$
α_2
Pt
Ir
A. S. Darling
Porcentaje en Peso de Iridio


Ir-Rh Iridio Rodio
Porcentaje Atómico de Rodio
°C
2447°
L
(Ir, Rh)
1963°
Ir
Rh
A. S. Darling
Porcentaje en Peso de Rodio


Ir-Ru Iridio-Rutenio
Porcentaje Atómico de Rutenio
°C
2447°
2254°
(Ir)
(Ru)
Ir
Ru
Donald T. Hawkins
Porcentaje en Peso de Rutenio

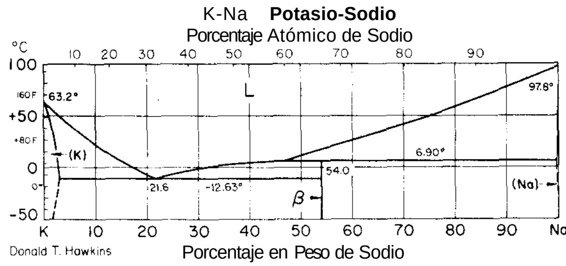

Ir-Ta Iridio-Tantalio
Porcentaje Atómico de Tantalio
°C
3020°
L
2447°
2384°
~2454°
2479°
92.3
88.0
14.7
15.2
22.5
~2124°
32.2
37.6
(Ir)
σ
(Ta)
48.1
57.5
1953°, 54.0%
1863°
29.7
42.0
β
γ
δ
Ir
Ta
D.T.H.
Porcentaje en Peso de Tantalio


Ir-Ti Iridio-Titanio
Porcentaje Atómico de Titanio
°C
2447°
2140°, 20.0%
L
2115°
3.9
7.7
9.7
2000°, 14.2%
15.3
1672°
1520°
28.9
45.5
42.8
1475°, 51.5%
(Ir)
γ
δ
ϵ
(β-Ti)
7.7% at 875°
883°
~500°
~69.2
~96.1
(α-Ti)
Ir
Ti
Richard M. Waterstrat
Porcentaje en Peso de Titanio


Ir-W Iridio-Tungsteno
Porcentaje Atómico de Tungsteno
°C
3400
3200
3000
2800
2600
2400
2200
2000
1800
1600
1400
1200
6000F
5600F
5200F
4800F
4600F
4200F
3800F
3500F
3100F
2700F
2300F
10 20 30 40 50 60 70 80 90
L
3387°
2494°, ~57%
2464 ± 25°
~73
2545 ± 25°
~89.7
74.5
2447°
~65
~69
2309 ± 25°,
~20%
~18
~21
σ
(W)
(Ir)
β
95
1813 ± 20°
δ
ε
Ir 10 20 30 40 50 60 70 80 90 W
A. G. K.
Porcentaje en Peso de Tungsteno

K-Na Potasio-Sodio

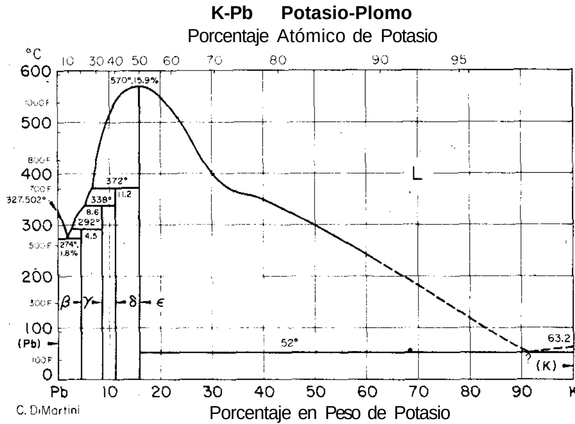
Porcentaje Atómico de Sodio



Porcentaje en Peso de Sodio

K-Pb Potasio-Plomo

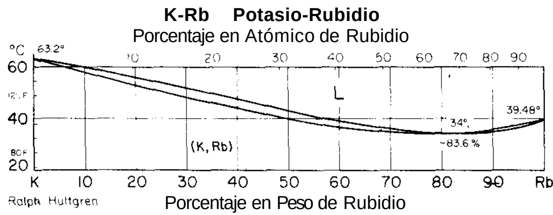
Porcentaje Atómico de Potasio



Porcentaje en Peso de Potasio

K-Rb Potasio-Rubidio

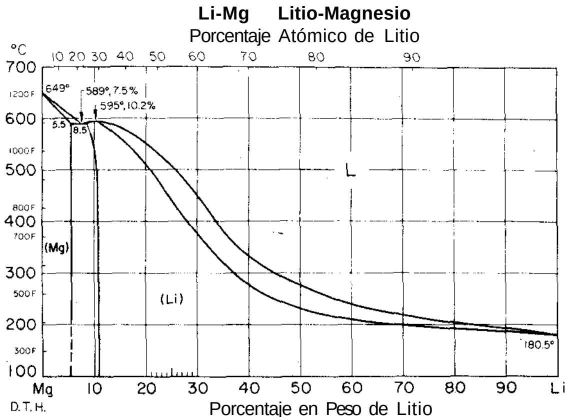
Porcentaje en Atómico de Rubidio



Porcentaje en Peso de Rubidio

Li-Mg Litio-Magnesio

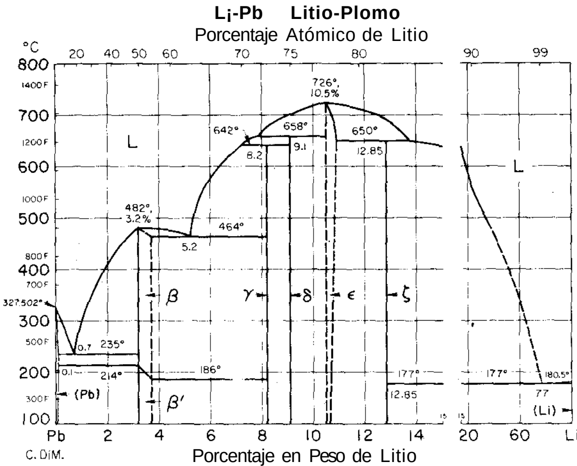
Porcentaje Atómico de Litio



Porcentaje en Peso de Litio

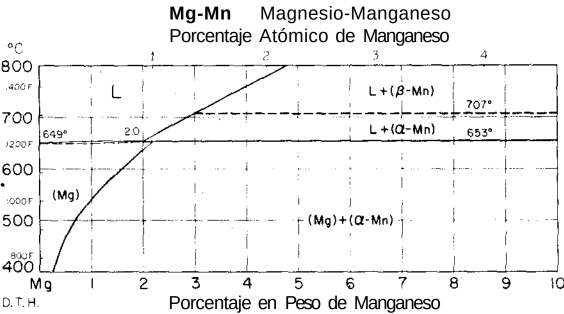
Li-Pb **Litio-Plomo**

Porcentaje Atómico de Litio



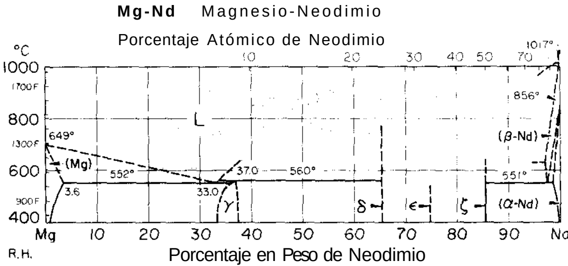
Mg-Mn Magnesio-Manganeso

Porcentaje Atómico de Manganeso



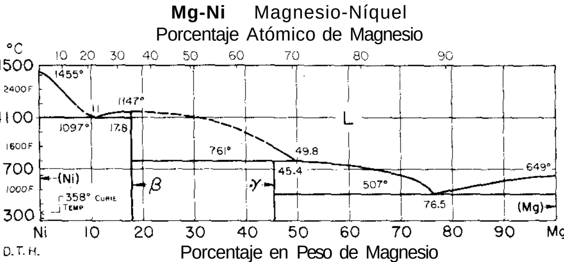
Mg-Nd Magnesio-Neodimio

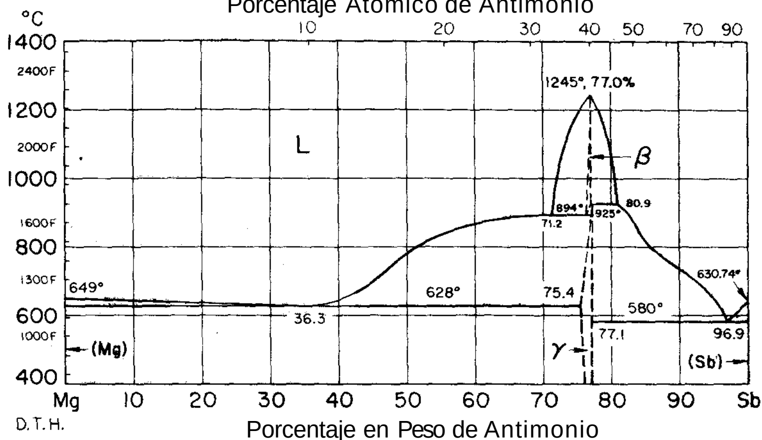
Porcentaje Atómico de Neodimio

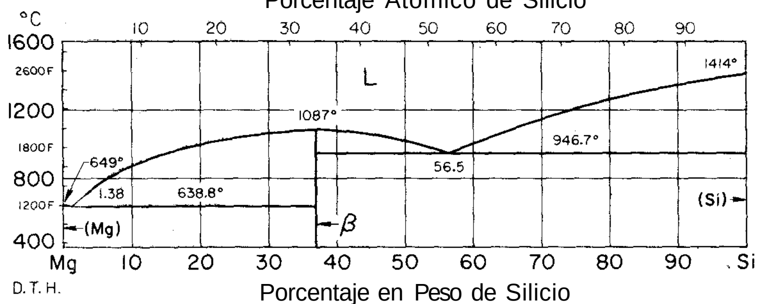


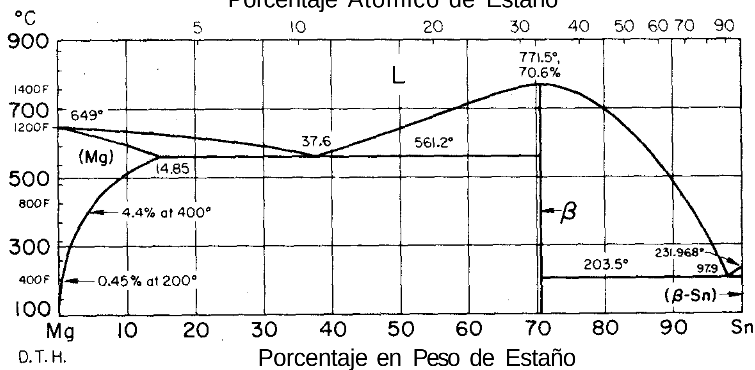
Mg-Ni Magnesio-Níquel

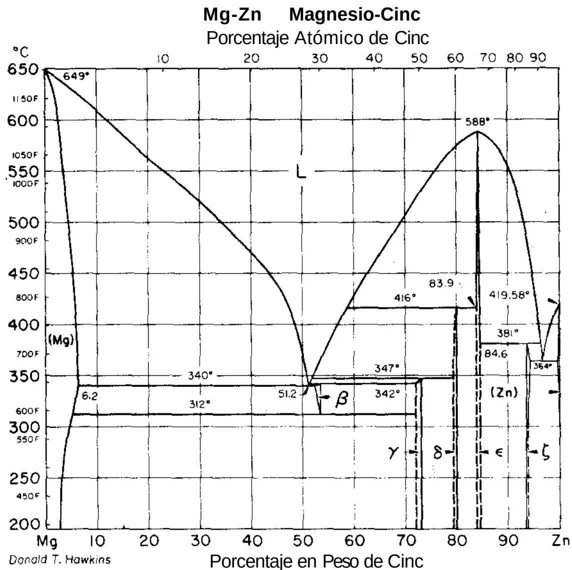
Porcentaje Atómico de Magnesio

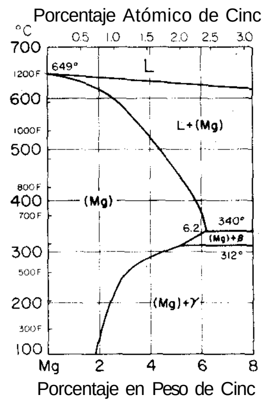


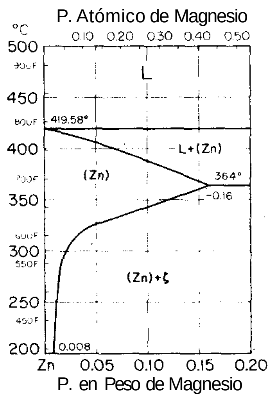

Mg-Sb Magnesio-Antimonio
Porcentaje Atómico de Antimonio
°C
1245°, 77.0%
L
β
894°
925°
80.9
71.2
630.74°
649°
628°
75.4
580°
36.3
77.1
96.9
(Mg)
γ
(Sb)
D.T.H.
Porcentaje en Peso de Antimonio

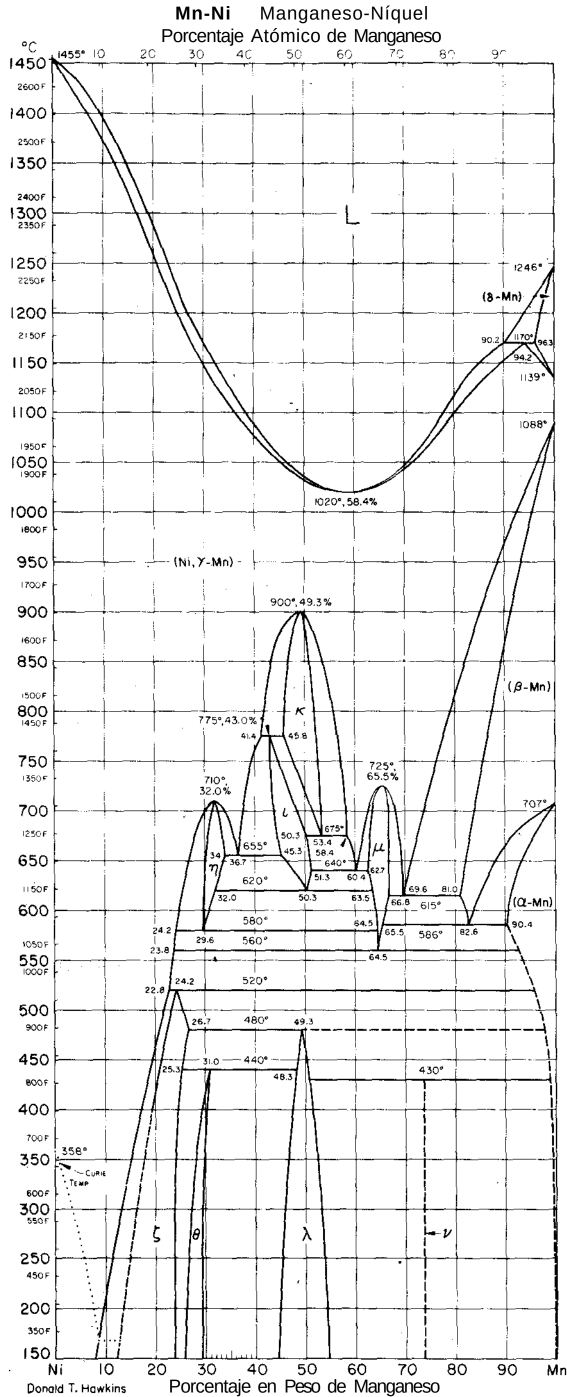

Mg-Si Magnesio-Silicio
Porcentaje Atómico de Silicio
°C
1414°
L
1087°
946.7°
649°
56.5
1.38
638.8°
(Si)
(Mg)
β
D.T.H.
Porcentaje en Peso de Silicio

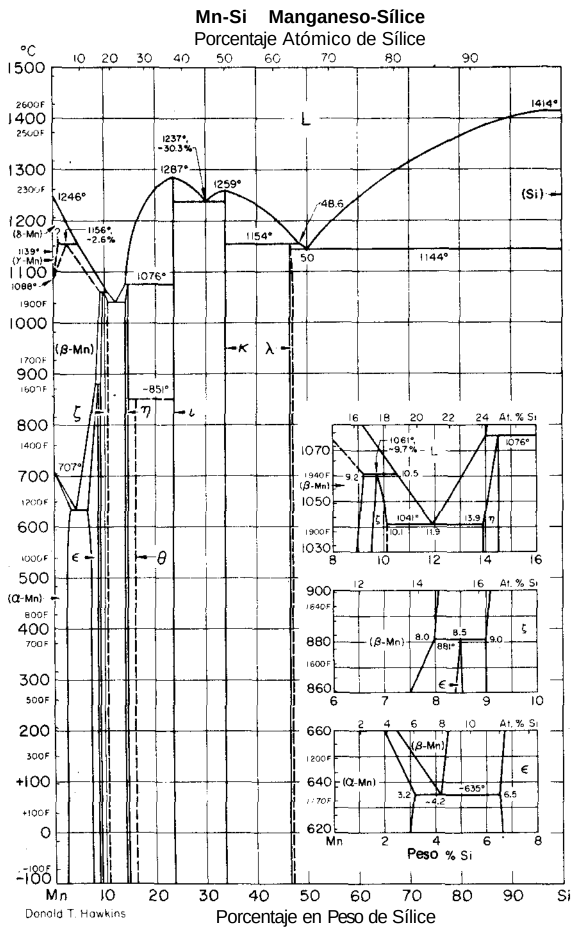

Mg-Sn Magnesio-Estaño
Porcentaje Atómico de Estaño
°C
771.5°, 70.6%
L
649°
37.6
561.2°
(Mg)
14.85
4.4% at 400°
β
231.968°
203.5°
97.9
0.45% at 200°
(β-Sn)
D.T.H.
Porcentaje en Peso de Estaño

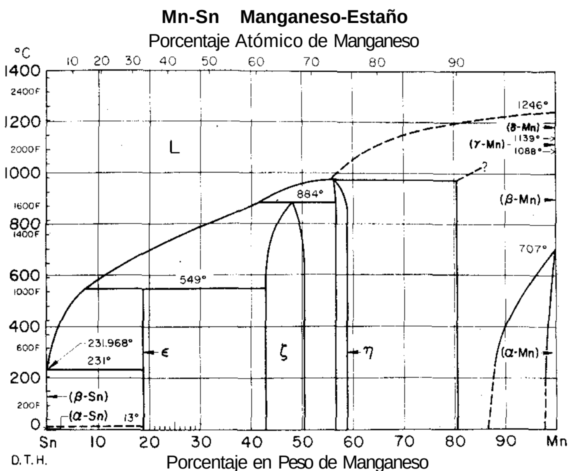

Mg-Zn Magnesio-Cinc
Porcentaje Atómico de Cinc
°C
10 20 30 40 50 60 70 80 90
650
600
550
500
450
400
350
300
250
200
649°
588°
L
83.9
416°
419.58°
381°
84.6
364°
(Mg)
347°
340°
6.2
51.2
β
342°
(Zn)
312°
γ
δ
ε
ζ
Mg 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Zn
Donald T. Hawkins
Porcentaje en Peso de Cinc

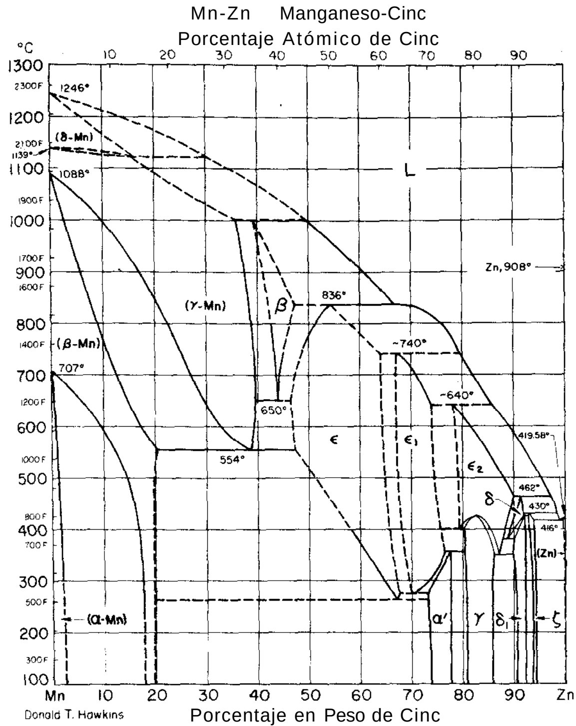

Porcentaje Atómico de Cinc
°C
0.5 1.0 1.5 2.0 2.5 3.0
700
600
500
400
300
200
100
649°
L
L+(Mg)
(Mg)
6.2
340°
(Mg)+β
312°
(Mg)+γ
Mg 2 4 6 8
Porcentaje en Peso de Cinc

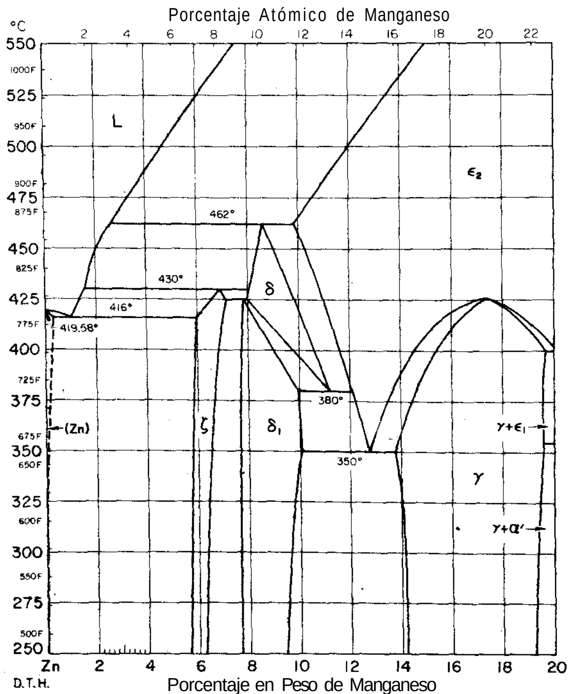

P. Atómico de Magnesio
°C
0.10 0.20 0.30 0.40 0.50
500
450
400
350
300
250
200
L
419.58°
L+(Zn)
(Zn)
364°
~0.16
(Zn)+ζ
0.008
Zn 0.05 0.10 0.15 0.20
P. en Peso de Magnesio

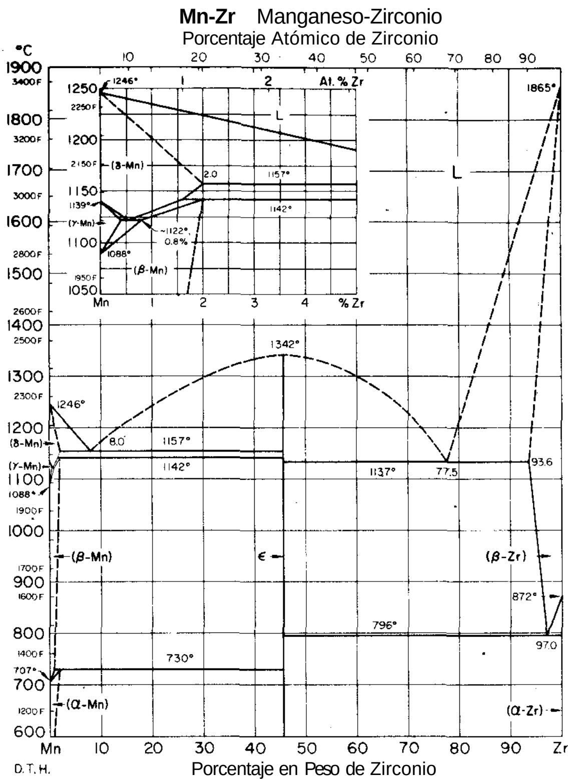

Mn-Ni Manganeso-Níquel
Porcentaje Atómico de Manganeso
°C
1455°
L
1246°
(δ-Mn)
90.2
1170°
96.3
94.2
1139°
1088°
1020°, 58.4%
(Ni, γ-Mn)
900°, 49.3%
(β-Mn)
κ
775°, 43.0%
41.4
45.8
725°, 65.5%
710°, 32.0%
707°
ι
675°
655°
50.3
53.4
μ
34
36.7
45.3
58.4
η
640°
627
620°
51.3
60.4
69.6
81.0
32.0
50.3
63.5
66.8
615°
(α-Mn)
580°
64.5
82.6
90.4
24.2
29.6
560°
65.5
586°
23.8
64.5
24.2
520°
22.8
26.7
480°
49.3
25.3
31.0
440°
48.3
430°
358°
CURIE TEMP
ζ
θ
λ
ν
Ni
Mn
Donald T. Hawkins
Porcentaje en Peso de Manganeso

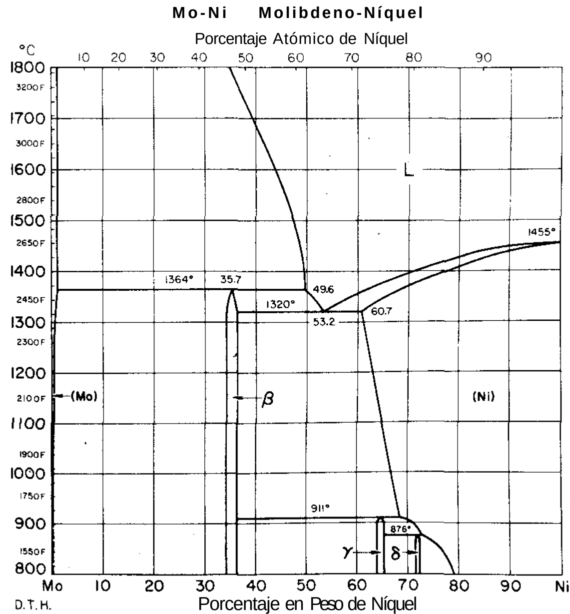

Mn-Si Manganeso-Sílice
Porcentaje Atómico de Sílice
L
1414°
1287°
1259°
1246°
1156°, ~2.6%
1154°
1144°
1076°
~851°
707°
(Si)
(β-Mn)
(α-Mn)
κ
λ
ζ
ε
η
θ
ι
Mn
Si
Donald T. Hawkins
Peso % Si
Porcentaje en Peso de Sílice

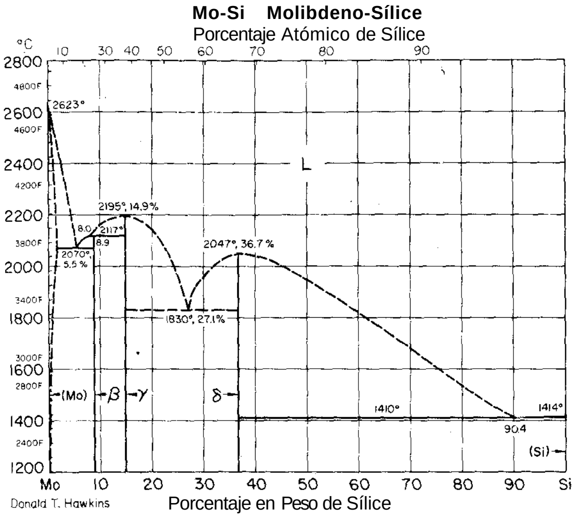

Mn-Sn Manganeso-Estaño
Porcentaje Atómico de Manganeso
L
1246°
(δ-Mn)
(γ-Mn)
1139°
1088°
884°
(β-Mn)
707°
549°
231.968°
231°
ε
ζ
η
(α-Mn)
(β-Sn)
(α-Sn)
13°
Sn
Mn
D.T.H.
Porcentaje en Peso de Manganeso

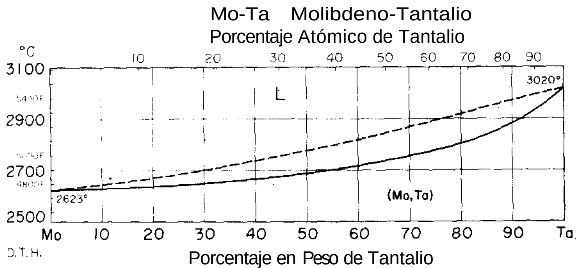

Mn-Zn Manganeso-Cinc
Porcentaje Atómico de Cinc
°C
1246°
(δ-Mn)
1139°
1088°
L
Zn, 908°
(γ-Mn)
β
836°
~740°
(β-Mn)
707°
650°
~640°
554°
ε
ε1
ε2
419.58°
462°
δ
430°
416°
(Zn)
(α-Mn)
α′
γ
δ1
ζ
Mn
Zn
Donald T. Hawkins
Porcentaje en Peso de Cinc

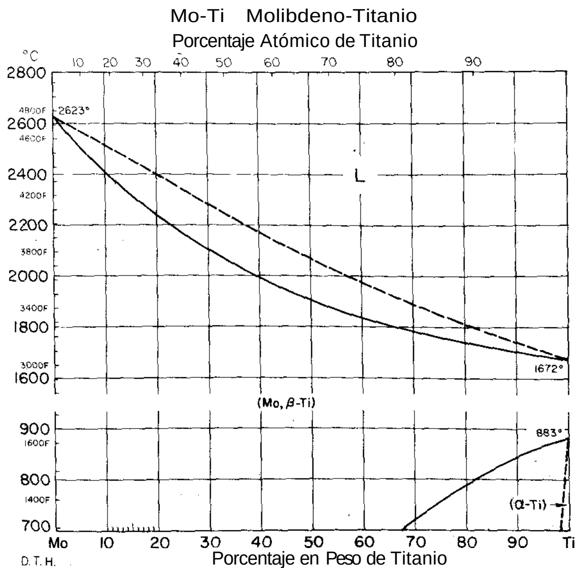

Porcentaje Atómico de Manganeso
°C
L
ε2
462°
430°
δ
416°
419.58°
380°
(Zn)
ζ
δ1
γ+ε1
350°
γ
γ+α′
Zn
D.T.H.
Porcentaje en Peso de Manganeso


Mn-Zr Manganeso-Zirconio
Porcentaje Atómico de Zirconio
°C
1246°
1865°
At. % Zr
L
(δ-Mn)
(γ-Mn)
(β-Mn)
2.0
1157°
1142°
1139°
~1122°, 0.8%
1088°
% Zr
1342°
8.0
93.6
1137°
77.5
ε
(β-Zr)
872°
796°
97.0
730°
707°
(α-Mn)
(α-Zr)
Mn
Zr
D.T.H.
Porcentaje en Peso de Zirconio

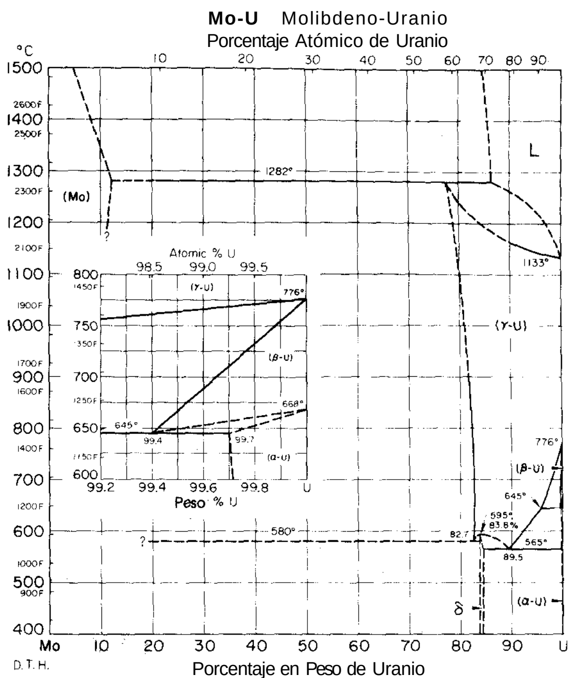

Mo-Ni Molibdeno-Níquel
Porcentaje Atómico de Níquel
°C
L
1455°
1364°
35.7
49.6
1320°
60.7
53.2
(Mo)
β
(Ni)
911°
876°
γ
δ
Mo
Ni
D.T.H.
Porcentaje en Peso de Níquel


Mo-Si Molibdeno-Sílice
Porcentaje Atómico de Sílice
L
2623°
2195°, 14.9%
2117°
2070°, 5.5 %
2047°, 36.7 %
1830°, 27.1%
(Mo)
β
γ
δ
1410°
1414°
90.4
(Si)
Mo
Si
Donald T. Hawkins
Porcentaje en Peso de Sílice

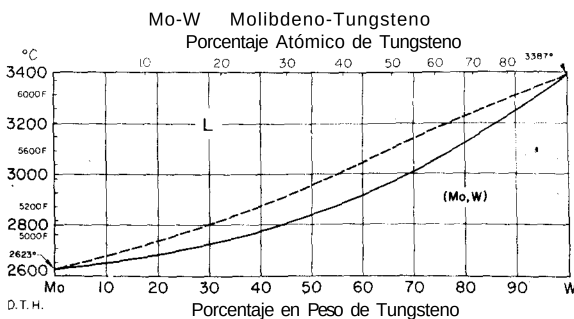

Mo-Ta Molibdeno-Tantalio
Porcentaje Atómico de Tantalio
L
3020°
2623°
(Mo, Ta)
Mo
Ta
D. T. H.
Porcentaje en Peso de Tantalio

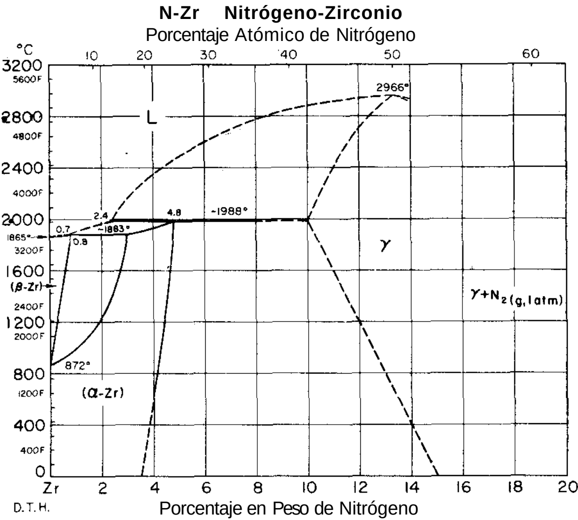

Mo-Ti Molibdeno-Titanio
Porcentaje Atómico de Titanio
L
2623°
1672°
(Mo, β-Ti)
883°
(α-Ti)
Mo
Ti
D. T. H.
Porcentaje en Peso de Titanio

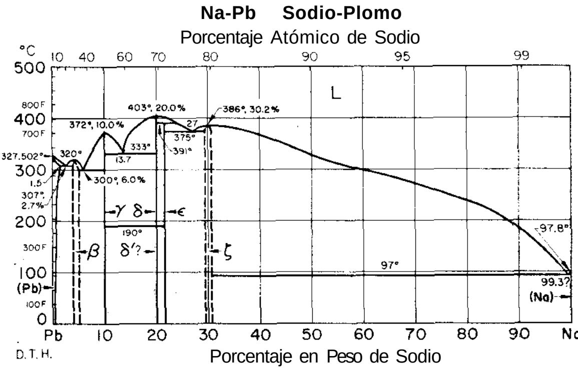
Mo-U Molibdeno-Uranio

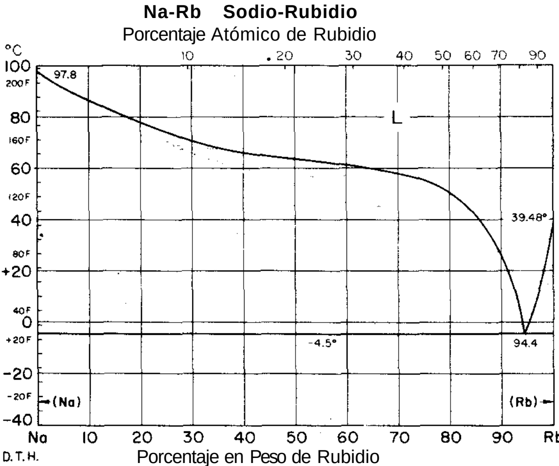


Mo-W Molibdeno-Tungsteno

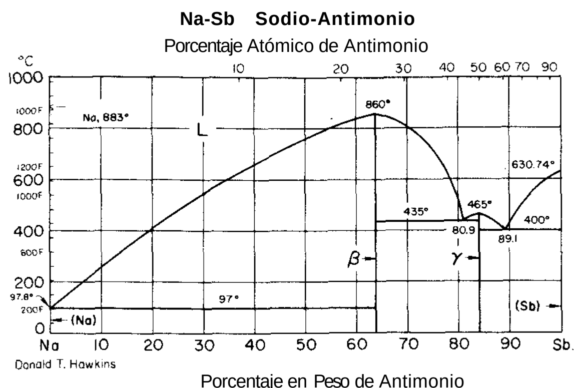



N-Zr Nitrógeno-Zirconio
Porcentaje Atómico de Nitrógeno
L
2966°
2.4
4.8
~1988°
0.7
~1883°
0.8
1865°
γ
(β-Zr)
γ+N2(g, 1 atm)
872°
(α-Zr)
D. T. H.
Porcentaje en Peso de Nitrógeno

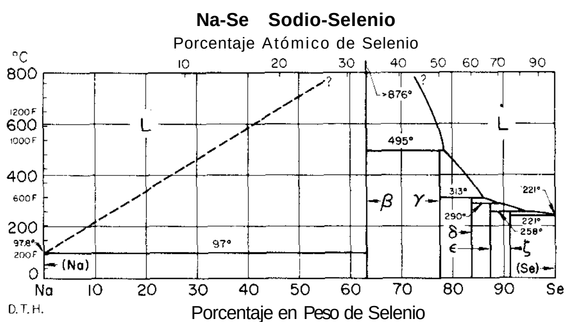

Na-Pb Sodio-Plomo
Porcentaje Atómico de Sodio
L
403°, 20.0%
386°, 30.2%
372°, 10.0%
375°
333°
391°
327.502°
320°
13.7
300°, 6.0%
307°, 2.7%
γ δ ε
190°
β
δ'?
ζ
97.8°
97°
99.3?
(Pb)
(Na)
D. T. H.
Porcentaje en Peso de Sodio


Na-Rb Sodio-Rubidio
Porcentaje Atómico de Rubidio
97.8
L
39.48°
-4.5°
94.4
(Na)
(Rb)
D. T. H.
Porcentaje en Peso de Rubidio

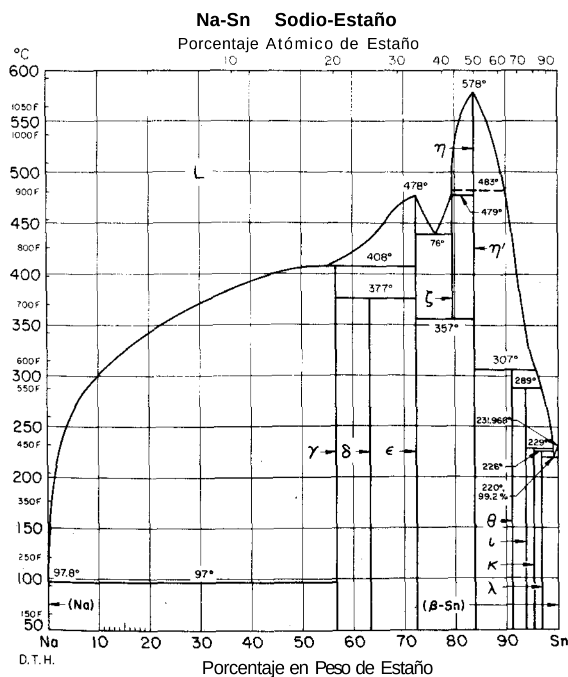
Na-Sb Sodio-Antimonio

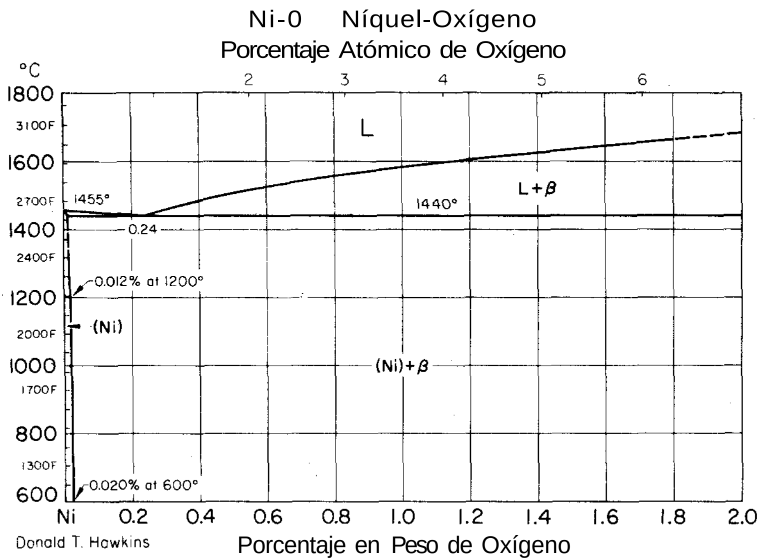


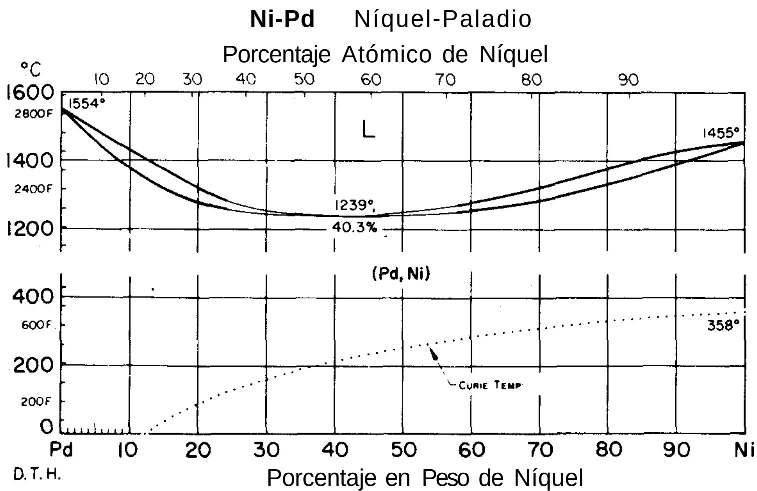
Na-Se Sodio-Selenio

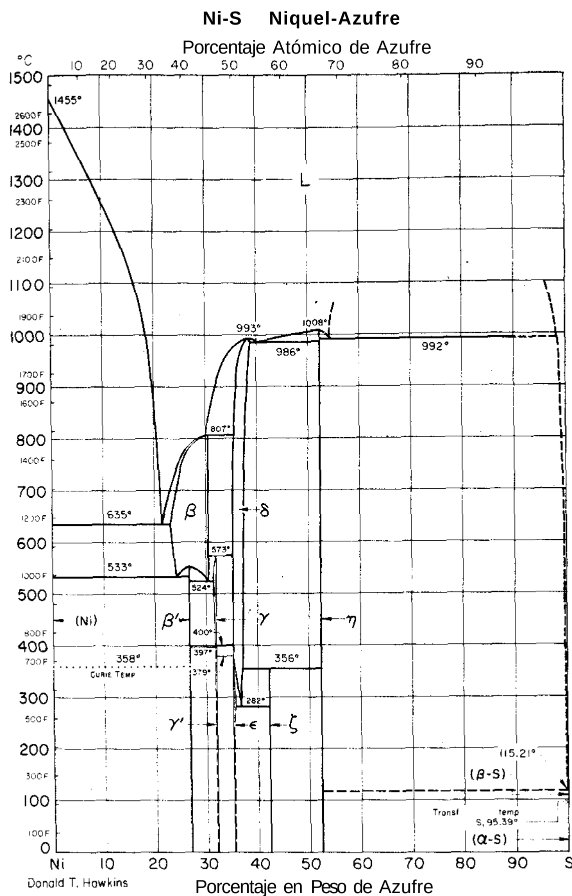


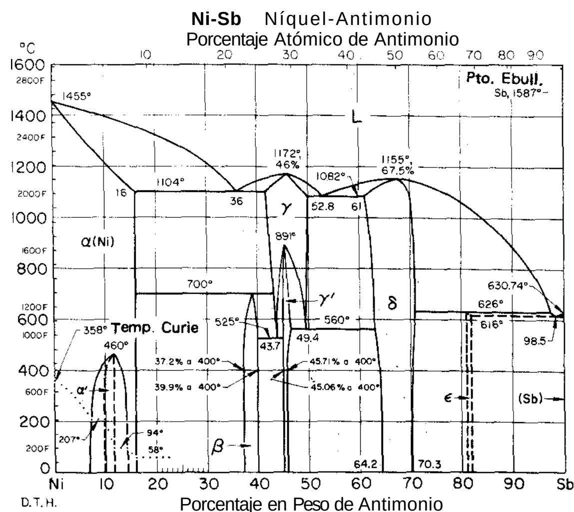
Na-Sn Sodio-Estaño

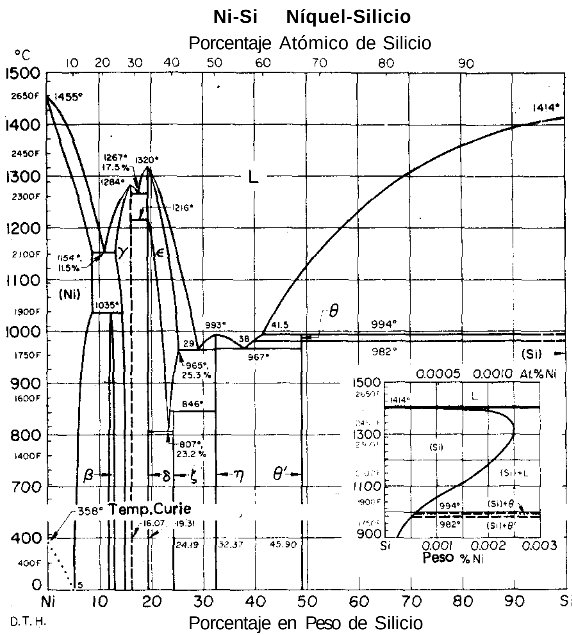


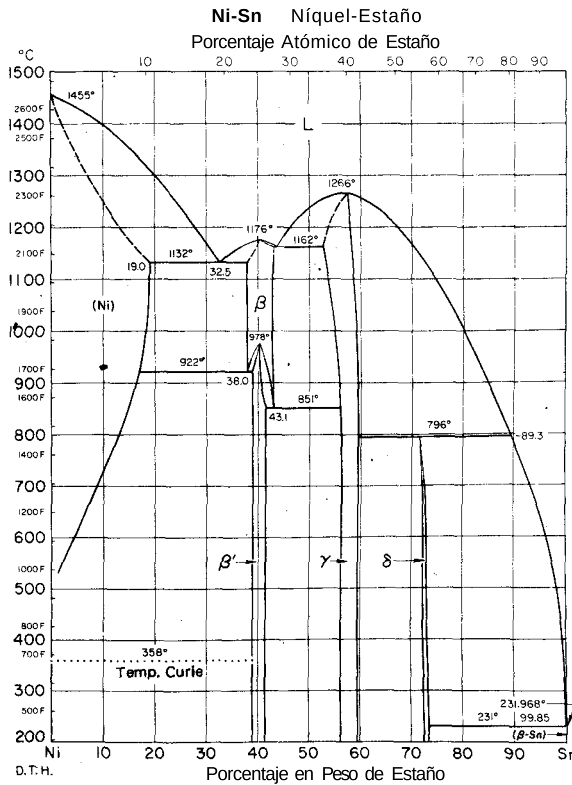

Ni-0 Níquel-Oxígeno
Porcentaje Atómico de Oxígeno
°C
1800
3100F
1600
2700F
1400
2400F
1200
2000F
1000
1700F
800
1300F
600
2 3 4 5 6
L
L+β
1455°
1440°
0.24
0.012% at 1200°
(Ni)
(Ni)+β
0.020% at 600°
Ni 0.2 0.4 0.6 0.8 1.0 1.2 1.4 1.6 1.8 2.0
Donald T. Hawkins
Porcentaje en Peso de Oxígeno

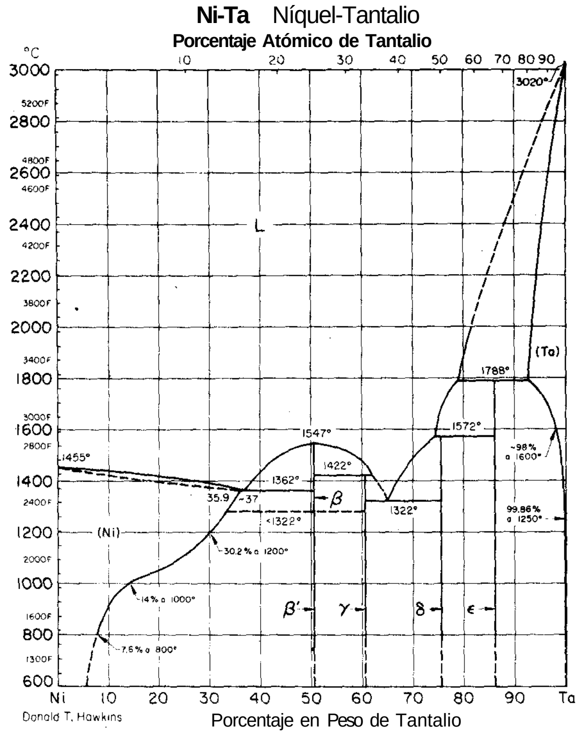

Ni-Pd Níquel-Paladio
Porcentaje Atómico de Níquel
°C
1600
2800F
1400
2400F
1200
400
600F
200
200F
0
10 20 30 40 50 60 70 80 90
1554°
L
1455°
1239°,
40.3%
(Pd, Ni)
358°
Curie Temp
Pd 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Ni
D.T.H.
Porcentaje en Peso de Níquel

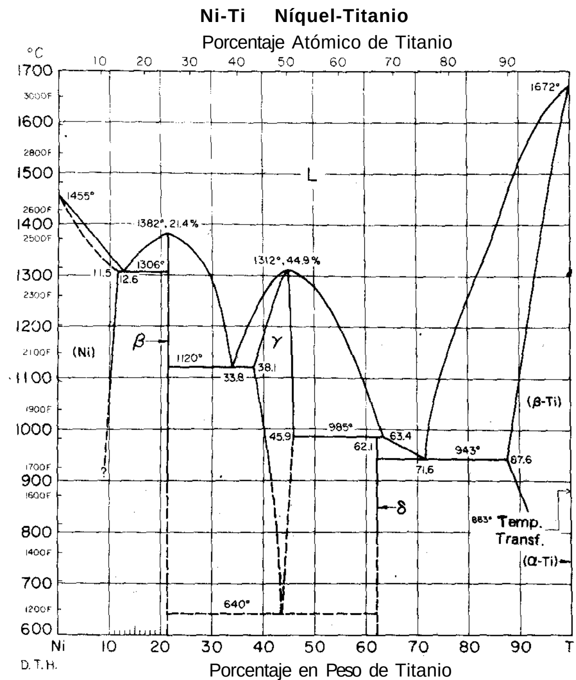

Ni-S Niquel-Azufre
Porcentaje Atómico de Azufre
Porcentaje en Peso de Azufre
Donald T. Hawkins
1455°
993°
1008°
986°
992°
807°
635°
573°
533°
524°
400°
397°
379°
358°
356°
282°
Curie Temp
115.21°
(β-S)
(α-S)
Transf temp S, 95.39°
(Ni)
L


Ni-Sb Níquel-Antimonio
Porcentaje Atómico de Antimonio
Porcentaje en Peso de Antimonio
D.T.H.
Pto. Ebull. Sb, 1587°
1455°
1172°, 46%
1155°, 67.5%
1104°
1082°
52.8
61
36
16
α(Ni)
891°
700°
630.74°
626°
616°
98.5
560°
525°
49.4
43.7
358° Temp. Curie
460°
37.2% a 400°
39.9% a 400°
45.71% a 400°
45.06% a 400°
(Sb)
207°
94°
58°
64.2
70.3
L


Ni-Si Níquel-Silicio
Porcentaje Atómico de Silicio
Porcentaje en Peso de Silicio
Temp.Curie
(Ni)
L
(Si)
1455°
1414°
1267°
17.5%
1320°
1284°
1216°
1154°
11.5%
1035°
993°
994°
982°
967°
965°
25.3%
846°
807°
23.2%
358°
D.T.H.
At.%Ni
Peso %Ni
(Si)+L
(Si)+θ
(Si)+θ'

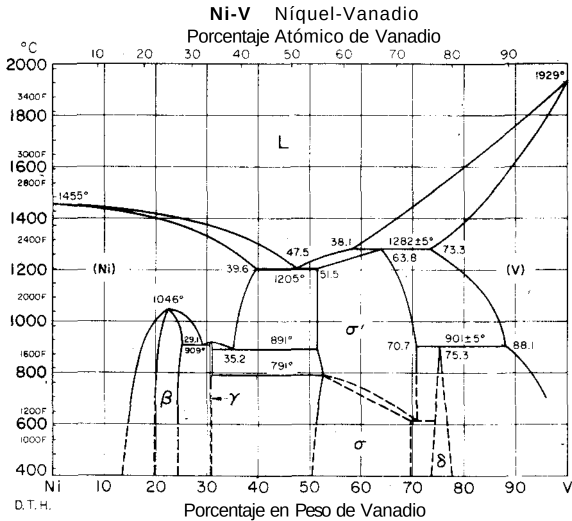

Ni-Sn Níquel-Estaño
Porcentaje Atómico de Estaño
Porcentaje en Peso de Estaño
L
(Ni)
1455°
1266°
1176°
1162°
1132°
19.0
32.5
978°
922°
38.0
851°
43.1
796°
89.3
358°
Temp. Curie
231.968°
231°
99.85
(β-Sn)
D.T.H.


Ni-Ta Níquel-Tantalio
Porcentaje Atómico de Tantalio
10 20 30 40 50 60 70 80 90
°C
3000
5200F
2800
4800F
2600
4600F
2400
4200F
2200
3800F
2000
3400F
1800
3000F
1600
2800F
1400
2400F
1200
2000F
1000
1600F
800
1300F
600
L
3020°
(Ta)
1788°
1572°
1547°
1455°
1422°
1362°
35.9
~37
β
<1322°
1322°
~98% a 1600°
99.86% a 1250°
(Ni)
30.2% a 1200°
14% a 1000°
7.6% a 800°
β'
γ
δ
ε
Ni 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Ta
Donald T. Hawkins
Porcentaje en Peso de Tantalio


Ni-Ti Níquel-Titanio
Porcentaje Atómico de Titanio
10 20 30 40 50 60 70 80 90
°C
1700
3000F
1600
2800F
1500
2600F
1400
2500F
1300
2300F
1200
2100F
1100
1900F
1000
1700F
900
1600F
800
1400F
700
1200F
600
1672°
L
1455°
1382°, 21.4%
1306°
11.5
12.6
1312°, 44.9%
(Ni)
β
γ
1120°
33.8
38.1
(β-Ti)
985°
45.9
62.1
63.4
943°
71.6
87.6
?
δ
883° Temp. Transf.
(α-Ti)
640°
Ni 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Ti
D. T. H.
Porcentaje en Peso de Titanio

Ni-V Níquel-Vanadio

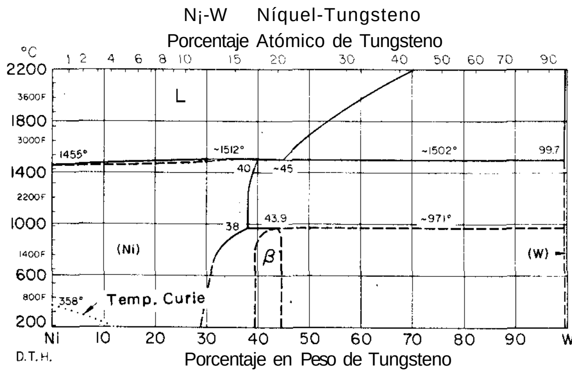
Porcentaje Atómico de Vanadio



Porcentaje en Peso de Vanadio

Ni-W Níquel-Tungsteno

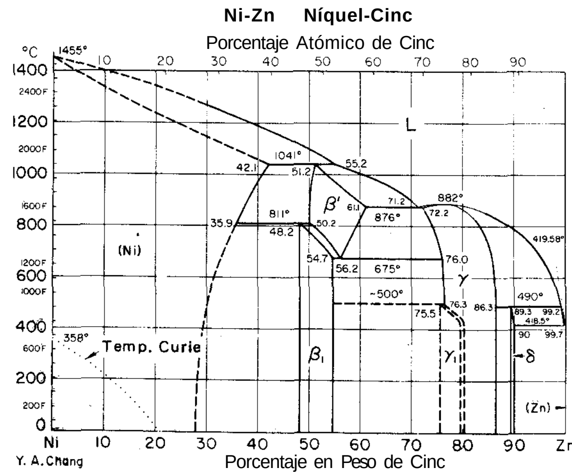
Porcentaje Atómico de Tungsteno



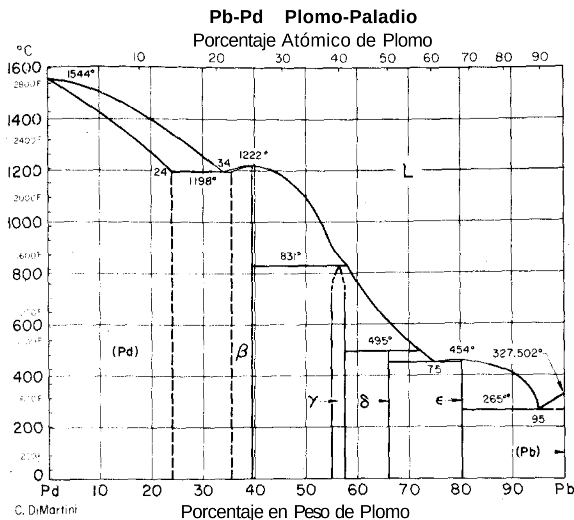
Porcentaje en Peso de Tungsteno

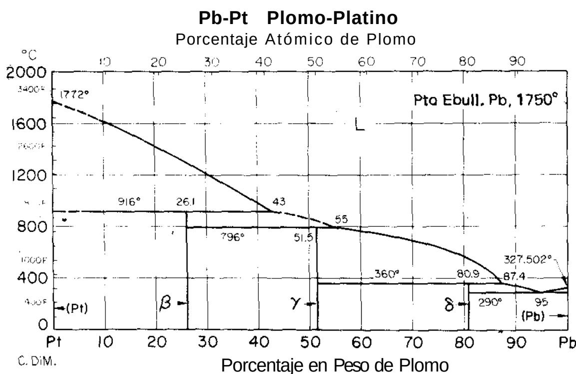
Ni-Zn Níquel-Cinc

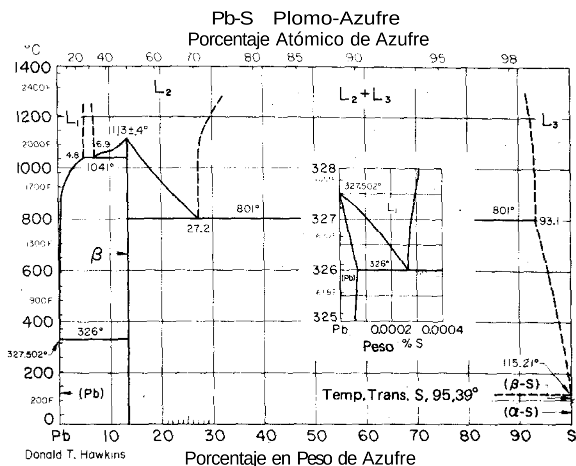
Porcentaje Atómico de Cinc

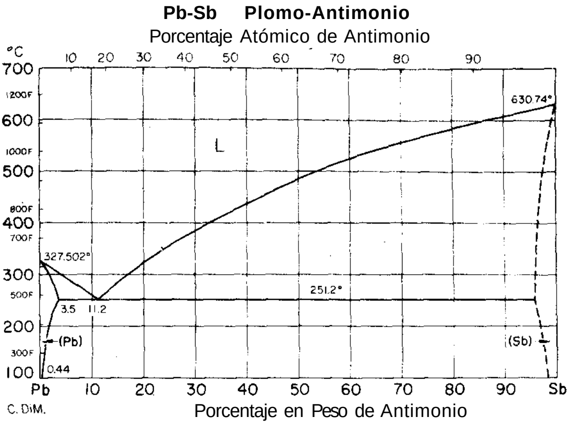


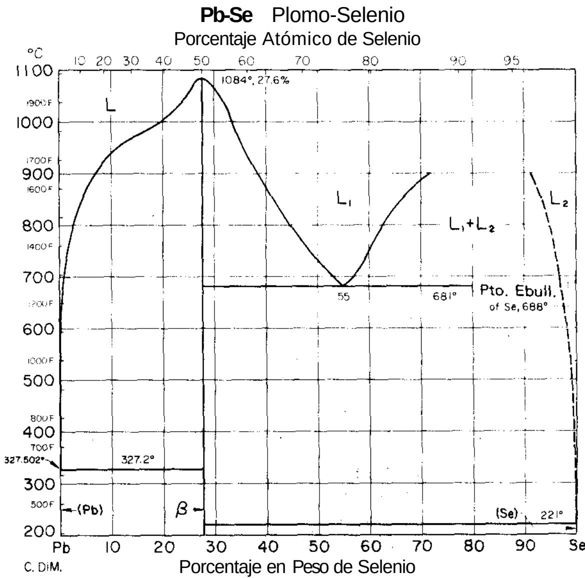
Porcentaje en Peso de Cinc

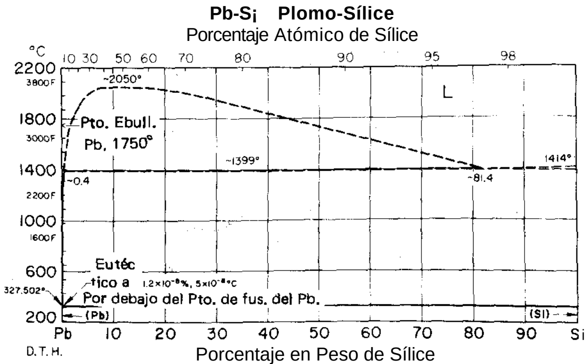

Pb-Pd Plomo-Paladio
Porcentaje Atómico de Plomo
°C
1544°
1222°
34
24
1198°
L
831°
495°
454°
327.502°
75
265°
95
(Pd)
β
γ
δ
ϵ
(Pb)
Pd
Pb
C. DiMartini
Porcentaje en Peso de Plomo


Pb-Pt Plomo-Platino
Porcentaje Atómico de Plomo
°C
1772°
Pto Ebull. Pb, 1750°
L
916°
26.1
43
55
796°
51.5
327.502°
360°
80.9
87.4
290°
95
(Pt)
β
γ
δ
(Pb)
Pt
Pb
C. DiM.
Porcentaje en Peso de Plomo

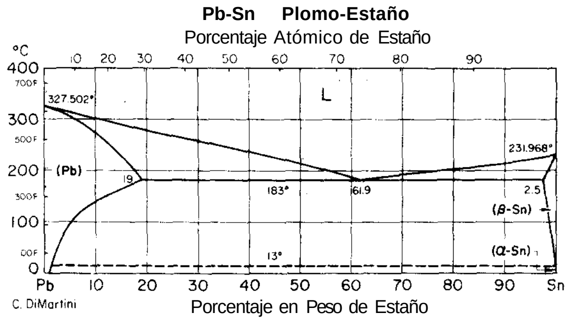

Pb-S Plomo-Azufre
Porcentaje Atómico de Azufre
°C
L_2
L_2+L_3
L_1
L_3
1113±4°
4.8
6.9
1041°
801°
27.2
93.1
β
326°
327.502°
(Pb)
327.502°
326°
(Pb)
Pb
0.0002
0.0004
Peso % S
115.21°
(β-S)
(α-S)
Temp. Trans. S, 95,39°
Pb
S
Donald T. Hawkins
Porcentaje en Peso de Azufre


Pb-Sb Plomo-Antimonio
Porcentaje Atómico de Antimonio
°C
10 20 30 40 50 60 70 80 90
700
1200F
600
1000F
500
800F
400
700F
300
500F
200
300F
100
630.74°
L
327.502°
251.2°
3.5 11.2
←(Pb)
(Sb)
0.44
Pb 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Sb
C. DiM.
Porcentaje en Peso de Antimonio

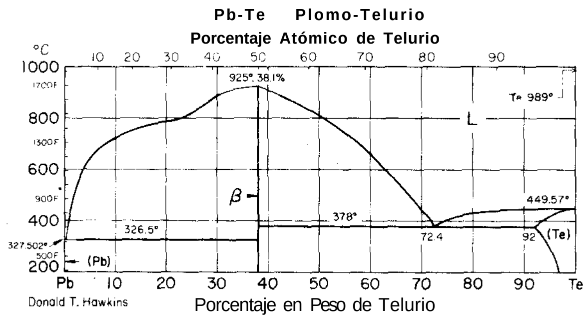

Pb-Se Plomo-Selenio
Porcentaje Atómico de Selenio
°C
10 20 30 40 50 60 70 80 90 95
1100
1900F
1000
1700F
900
1600F
800
1400F
700
1200F
600
1000F
500
800F
400
700F
300
500F
200
1084°, 27.6%
L
L₁
L₂
L₁+L₂
55
681°
Pto. Ebull. of Se, 688°
327.502°
327.2°
←(Pb)
β←
(Se)
221°
Pb 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Se
C. DiM.
Porcentaje en Peso de Selenio


Pb-Si Plomo-Sílice
Porcentaje Atómico de Sílice
°C
10 30 50 60 70 80 90 95 98
2200
3800F
1800
3000F
1400
2200F
1000
1600F
600
200
~2050°
L
Pto. Ebull. Pb, 1750°
~1399°
1414°
~0.4
~81.4
Eutéc-tico a 1.2×10⁻⁸%, 5×10⁻⁸°C
Por debajo del Pto. de fus. del Pb.
327.502°
←(Pb)
(Si)
Pb 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Si
D. T. H.
Porcentaje en Peso de Sílice

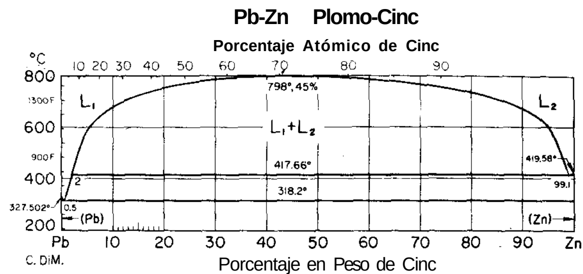
Pb-Sn Plomo-Estaño

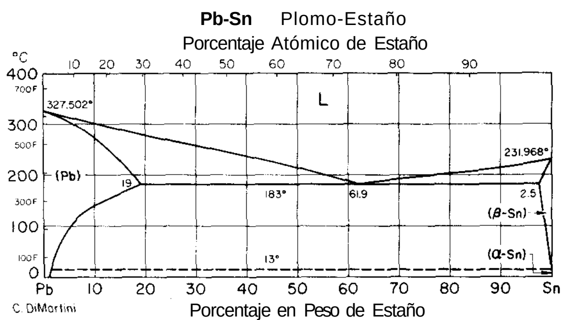


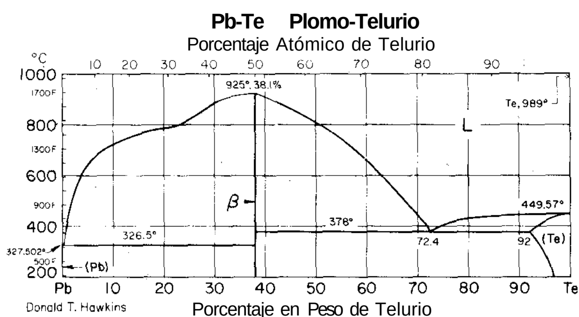
Pb-Te Plomo-Telurio

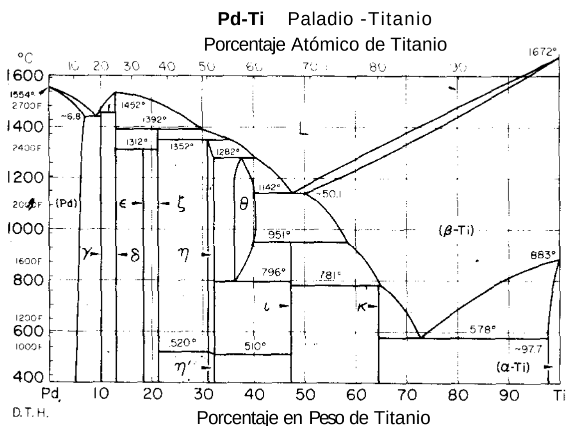


Pb-Zn Plomo-Cinc

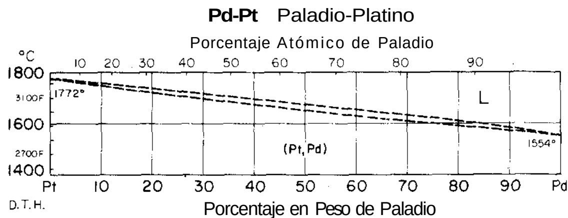



Pb-Sn Plomo-Estaño
Porcentaje Atómico de Estaño
°C
327.502°
L
231.968°
(Pb)
19
183°
61.9
2.5
(β-Sn)
13°
(α-Sn)
Pb
Sn
C. DiMartini
Porcentaje en Peso de Estaño

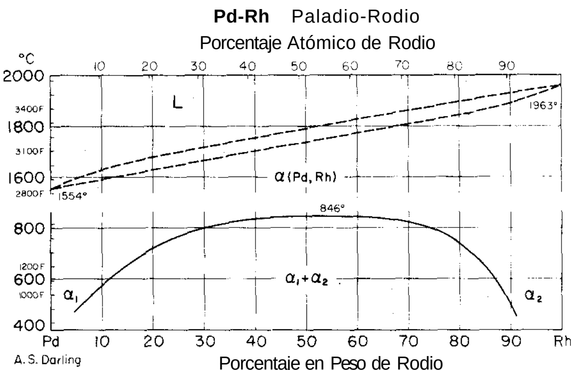

Pb-Te Plomo-Telurio
Porcentaje Atómico de Telurio
°C
925°, 38.1%
Te, 989°
L
β
449.57°
378°
326.5°
72.4
92
(Te)
327.502°
(Pb)
Pb
Te
Donald T. Hawkins
Porcentaje en Peso de Telurio


Pd-Ti Paladio -Titanio
Porcentaje Atómico de Titanio
°C
1672°
1554°
~6.8
1452°
1392°
1312°
1357°
1282°
L
1142°
~50.1
(Pd)
ε
ζ
θ
(β-Ti)
γ
δ
η
951°
883°
796°
781°
ι
κ
578°
520°
510°
~97.7
η′
(α-Ti)
Pd
Ti
D. T. H.
Porcentaje en Peso de Titanio

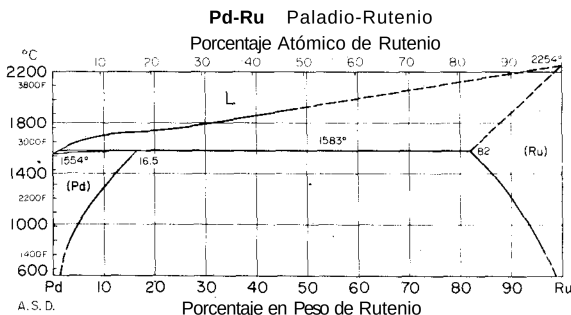
Pd-Pt Paladio-Platino



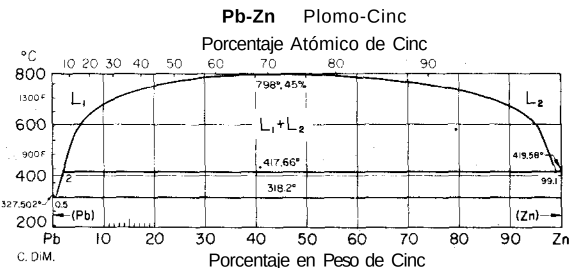
Pd-Rh Paladio-Rodio



Pd-Ru Paladio-Rutenio

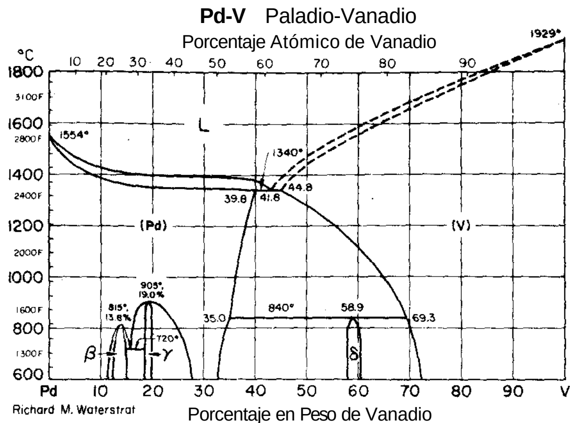


Pb-Zn Plomo-Cinc



Pd-V Paladio-Vanadio

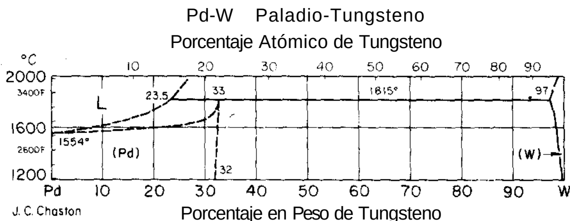
Porcentaje Atómico de Vanadio



Porcentaje en Peso de Vanadio

Pd-W Paladio-Tungsteno

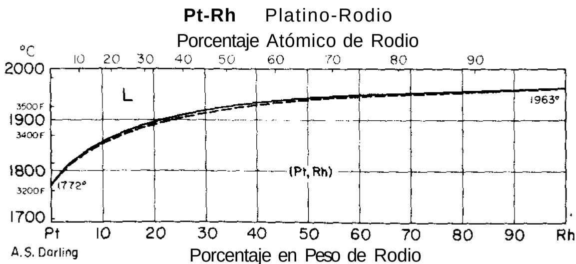
Porcentaje Atómico de Tungsteno



Porcentaje en Peso de Tungsteno

Pt-Rh Platino-Rodio

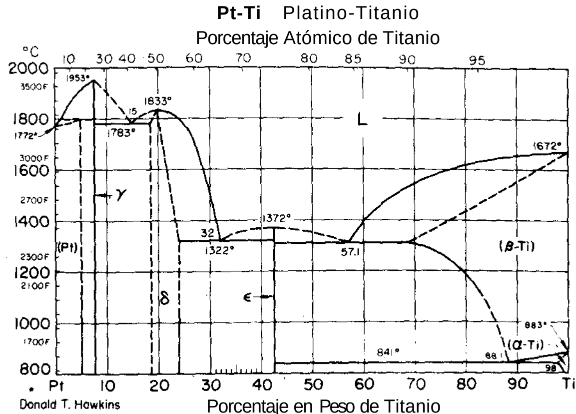
Porcentaje Atómico de Rodio



Porcentaje en Peso de Rodio

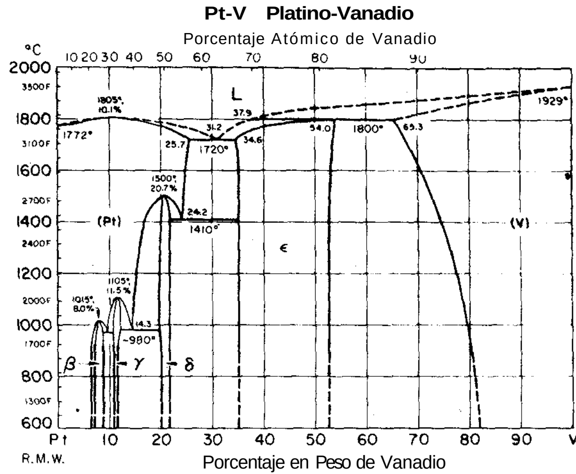
Pt-Ti Platino-Titanio

Porcentaje Atómico de Titanio

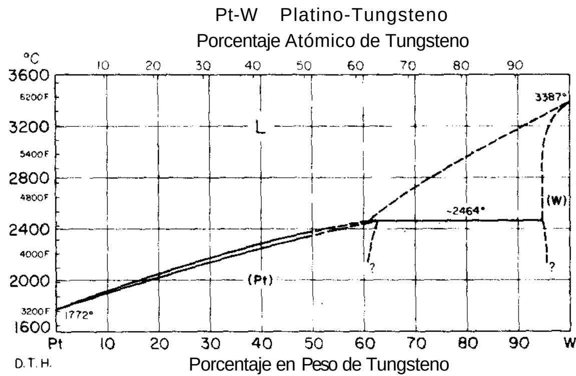


Porcentaje en Peso de Titanio

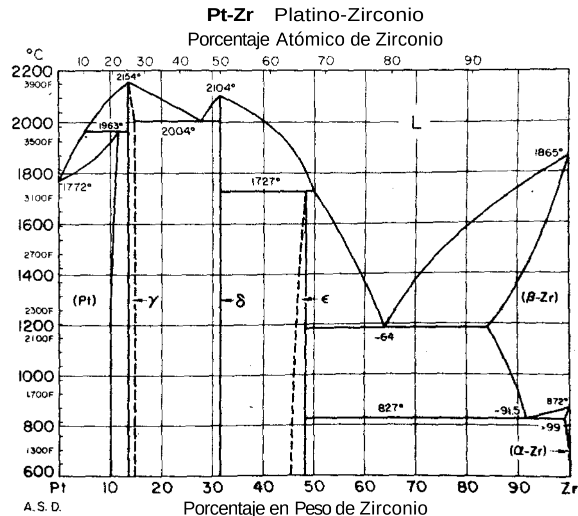
Pt-V Platino-Vanadio

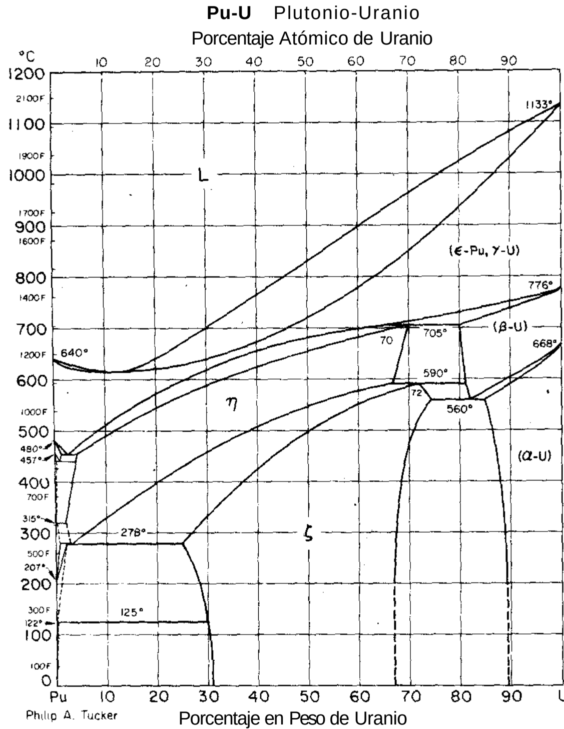


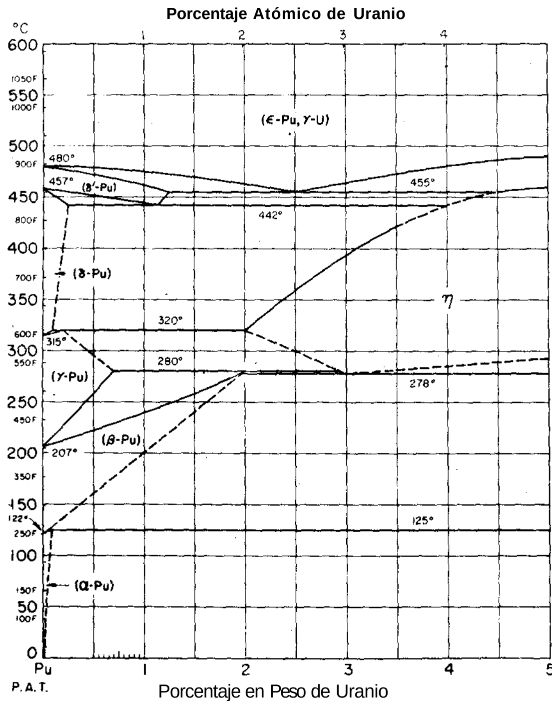
Pt-W Platino-Tungsteno



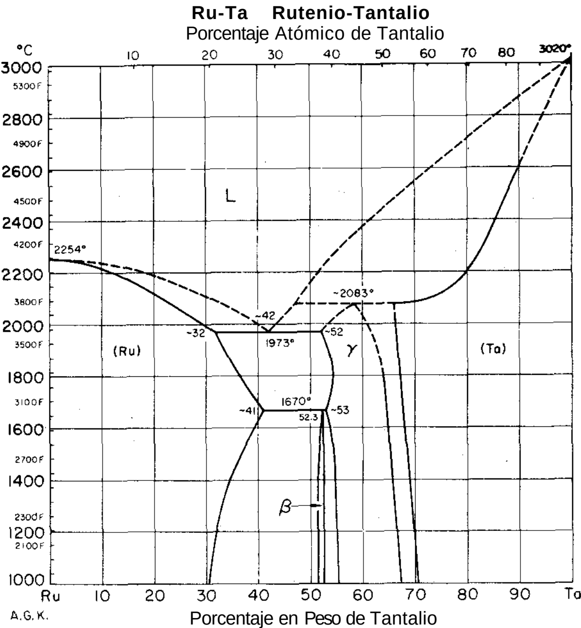
Pt-Zr Platino-Zirconio



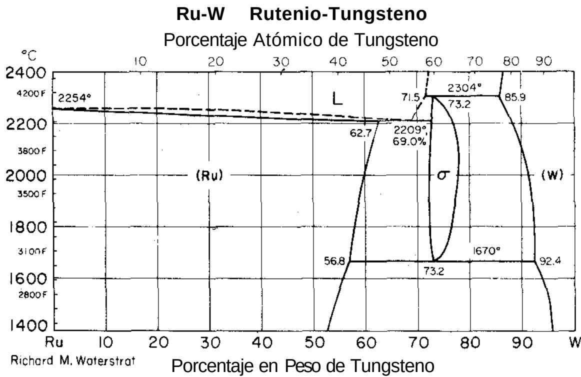

Pu-U Plutonio-Uranio
Porcentaje Atómico de Uranio
°C
1133°
L
(ε-Pu, γ-U)
776°
(β-U)
668°
640°
70
705°
590°
72
560°
η
(α-U)
480°
457°
315°
278°
ζ
207°
125°
122°
Pu
U
Philip A. Tucker
Porcentaje en Peso de Uranio


Porcentaje Atómico de Uranio
°C
(ε-Pu, γ-U)
480°
457°
(δ'-Pu)
455°
442°
(δ-Pu)
η
320°
315°
280°
(γ-Pu)
278°
(β-Pu)
207°
122°
125°
(α-Pu)
Pu
P.A.T.
Porcentaje en Peso de Uranio

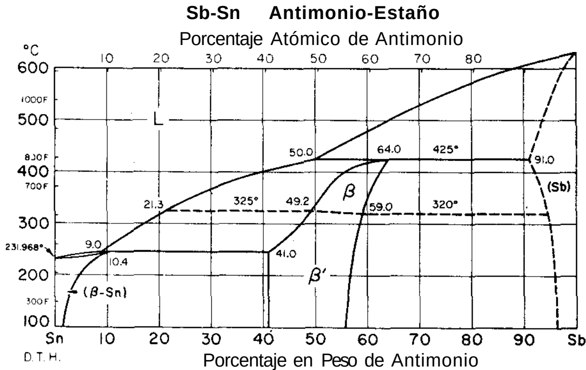
Ru-Ta Rutenio-Tantalio

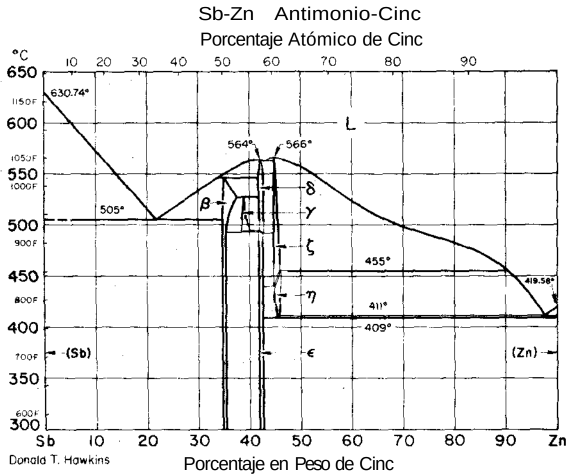


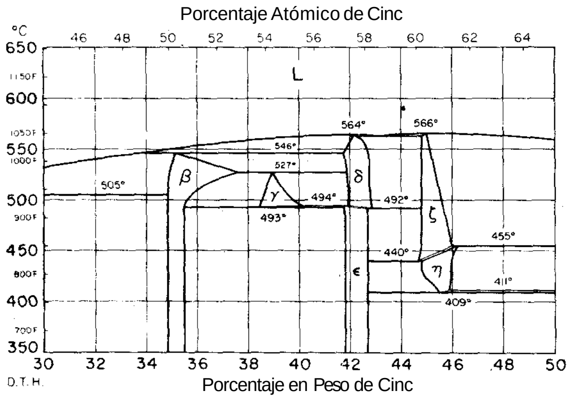
Ru-W Rutenio-Tungsteno

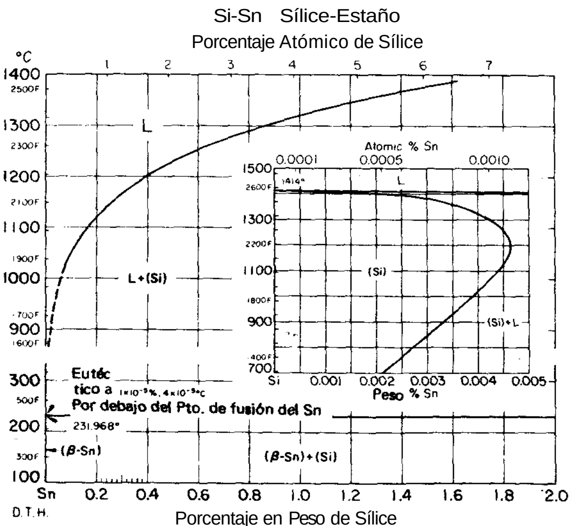


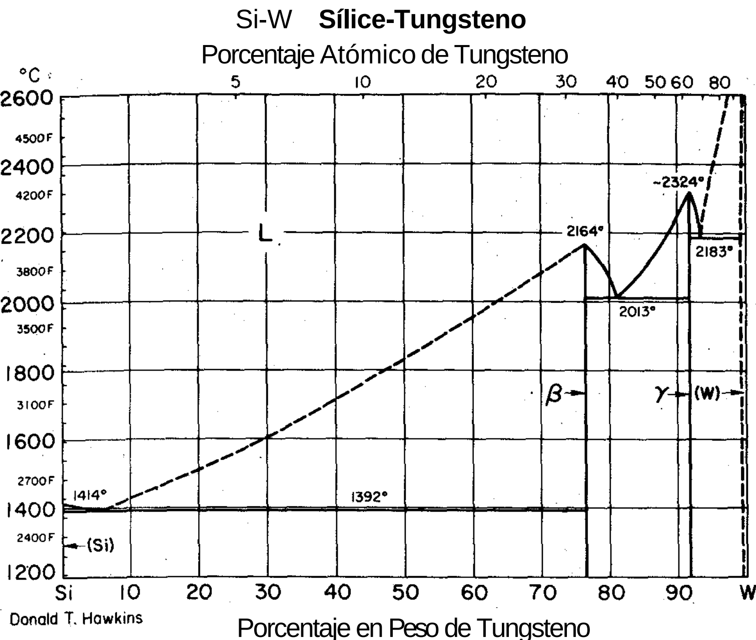
Sb-Sn Antimonio-Estaño

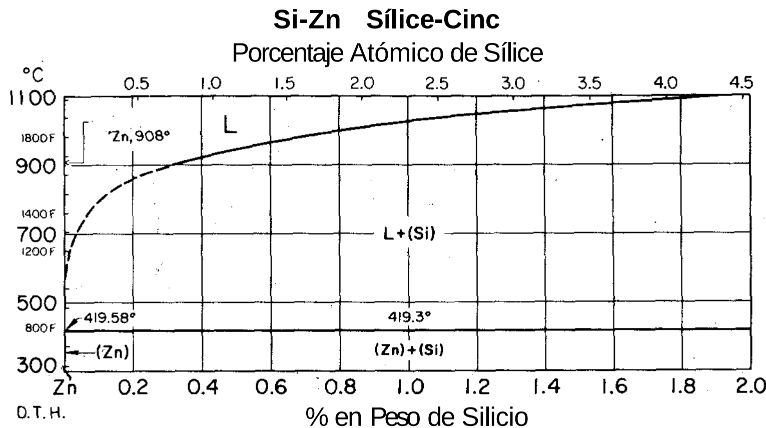


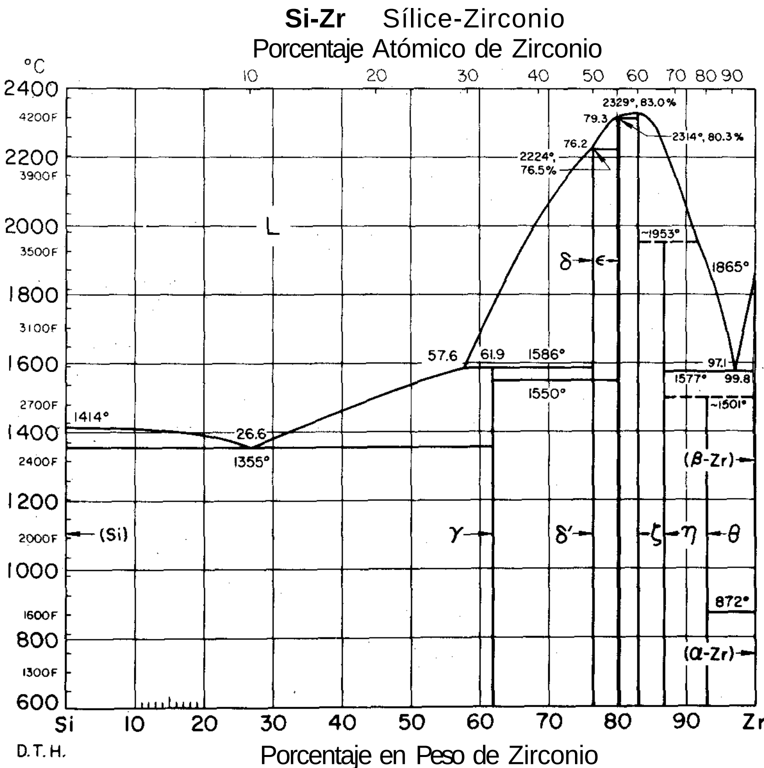

Sb-Zn Antimonio-Cinc
Porcentaje Atómico de Cinc
Porcentaje en Peso de Cinc
Donald T. Hawkins

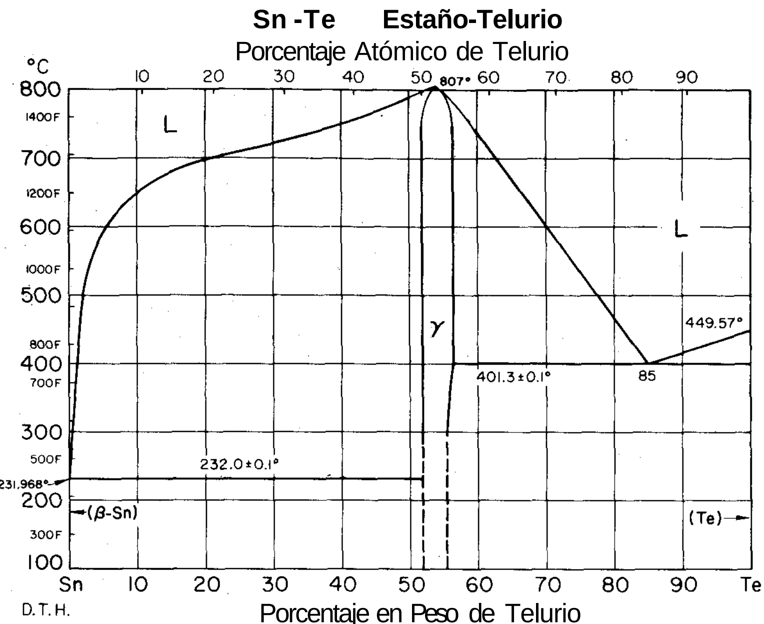

Porcentaje Atómico de Cinc
Porcentaje en Peso de Cinc
D.T.H.

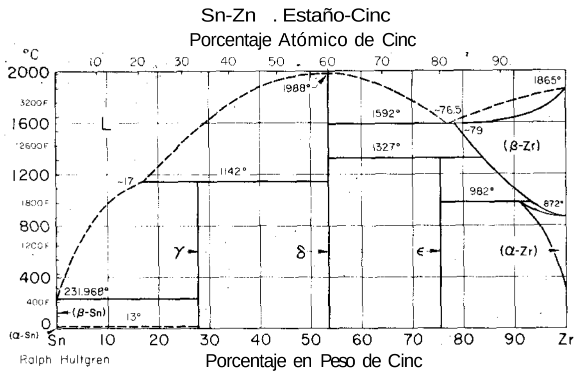

Si-Sn Sílice-Estaño
Porcentaje Atómico de Sílice
Eutéctico a
Por debajo del Pto. de fusión del Sn
231.968°
Porcentaje en Peso de Sílice
D.T.H.

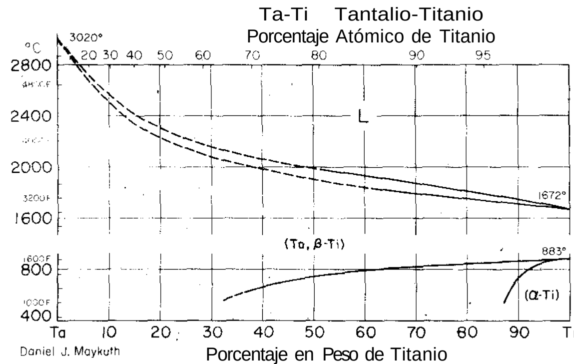

Si-W **Sílice-Tungsteno**
Porcentaje Atómico de Tungsteno
°C
5
10
20
30
40
50
60
80
2600
4500F
2400
4200F
2200
3800F
2000
3500F
1800
3100F
1600
2700F
1400
2400F
1200
L
~2324°
2164°
2183°
2013°
β
γ
(W)
1414°
1392°
(Si)
Si
10
20
30
40
50
60
70
80
90
W
Donald T. Hawkins
Porcentaje en Peso de Tungsteno

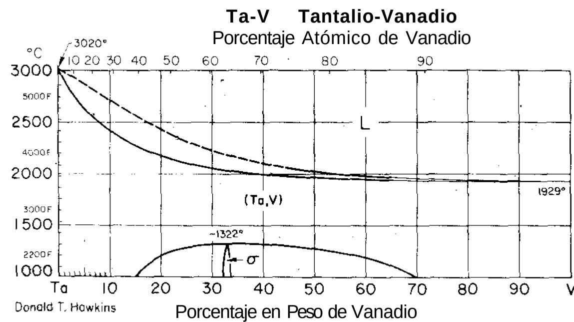

Si-Zn Sílice-Cinc
Porcentaje Atómico de Sílice
°C
0.5
1.0
1.5
2.0
2.5
3.0
3.5
4.0
4.5
1100
1800F
900
1400F
700
1200F
500
800F
300
Zn, 908°
L
L+(Si)
419.58°
419.3°
(Zn)
(Zn)+(Si)
Zn
0.2
0.4
0.6
0.8
1.0
1.2
1.4
1.6
1.8
2.0
D.T.H.
% en Peso de Silicio


Si-Zr Sílice-Zirconio
Porcentaje Atómico de Zirconio
°C
2329°, 83.0%
79.3
2314°, 80.3%
76.2
2224°, 76.5%
L
~1953°
1865°
57.6
61.9
1586°
1550°
97.1
1577°
99.8
~1501°
1414°
26.6
1355°
(β-Zr)
(Si)
γ
δ'
ζ
η
θ
872°
(α-Zr)
Si
Zr
D. T. H.
Porcentaje en Peso de Zirconio


Sn-Te Estaño-Telurio
Porcentaje Atómico de Telurio
°C
807°
L
γ
449.57°
401.3±0.1°
85
232.0±0.1°
231.968°
(β-Sn)
(Te)
Sn
Te
D. T. H.
Porcentaje en Peso de Telurio

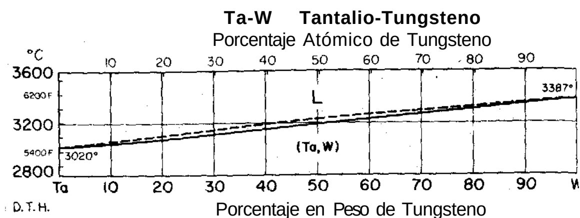

Sn-Zn . Estaño-Cinc
Porcentaje Atómico de Cinc
°C
L
1988°
1865°
1592°
~76.5
~79
1327°
(β-Zr)
1142°
~17
982°
872°
γ
δ
ε
(α-Zr)
231.968°
(β-Sn)
13°
(α-Sn)
Sn
Zr
Ralph Hultgren
Porcentaje en Peso de Cinc


Ta-Ti Tantalio-Titanio
Porcentaje Atómico de Titanio
°C
3020°
L
1672°
(Ta, β-Ti)
883°
(α-Ti)
Ta
Ti
Daniel J. Maykuth
Porcentaje en Peso de Titanio


Ta-V Tantalio-Vanadio
Porcentaje Atómico de Vanadio
°C
3020°
L
1929°
(Ta,V)
~1322°
σ
Ta
V
Donald T. Hawkins
Porcentaje en Peso de Vanadio

Ta-W Tantalio-Tungsteno

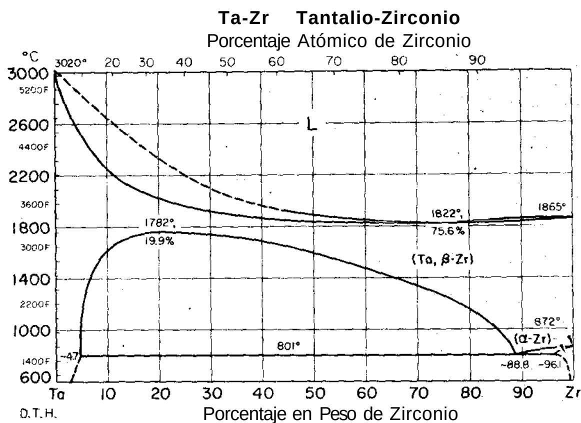
Porcentaje Atómico de Tungsteno



Porcentaje en Peso de Tungsteno

Ta-Zr Tantalio-Zirconio

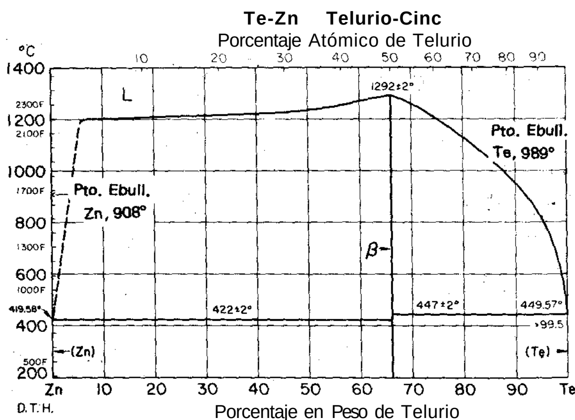
Porcentaje Atómico de Zirconio



Porcentaje en Peso de Zirconio

Te-Zn Telurio-Cinc

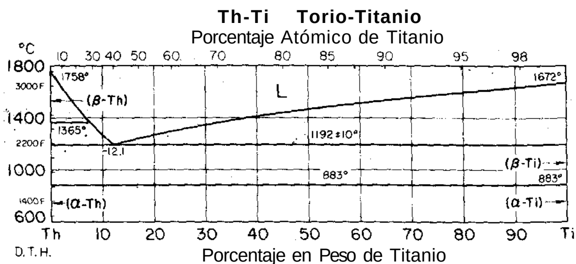
Porcentaje Atómico de Telurio



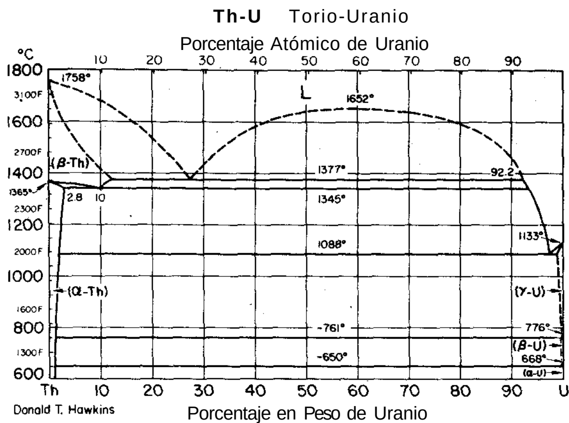
Porcentaje en Peso de Telurio

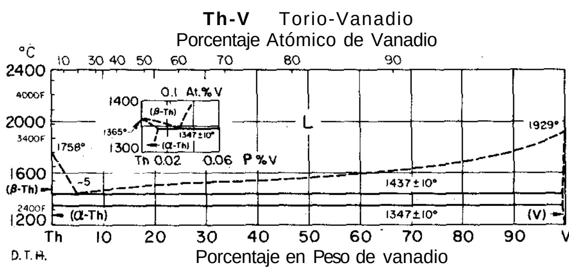
Th-Ti Torio-Titanio

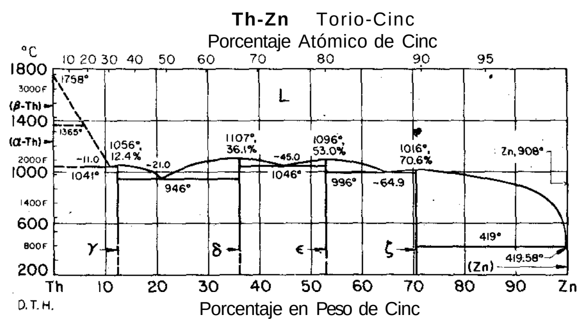
Porcentaje Atómico de Titanio

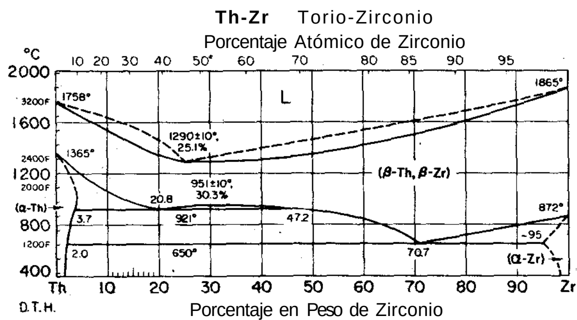


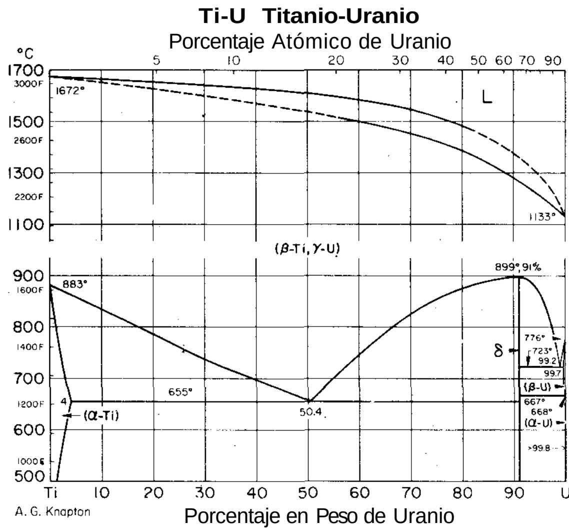
Porcentaje en Peso de Titanio

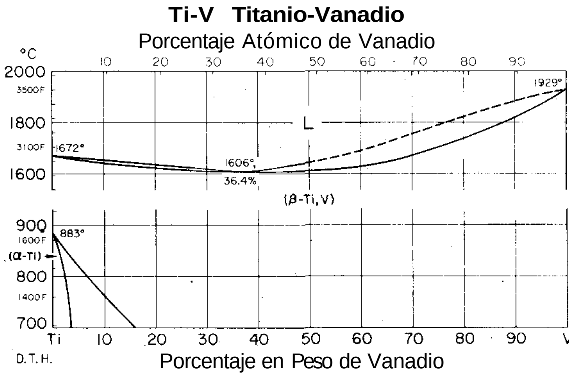

Th-U Torio-Uranio
Porcentaje Atómico de Uranio
°C
1800
1600
1400
1200
1000
800
600
3100F
2700F
2300F
2000F
1600F
1300F
1758°
1652°
L
(β-Th)
1377°
92.2
1365°
2.8
10
1345°
1133°
1088°
(α-Th)
(γ-U)
~761°
776°
(β-U)
~650°
668°
(α-U)
Th 10 20 30 40 50 60 70 80 90 U
Donald T. Hawkins
Porcentaje en Peso de Uranio


Th-V Torio-Vanadio
Porcentaje Atómico de Vanadio
°C
2400
2000
1600
1200
4000F
3400F
2400F
0.1 At.%V
1400
(β-Th)
1365°
1347±10°
(α-Th)
1300
Th 0.02 0.06 P%V
L
1929°
1758°
~5
1437±10°
(β-Th)
(α-Th)
1347±10°
(V)
Th 10 20 30 40 50 60 70 80 90 V
D.T.H.
Porcentaje en Peso de vanadio

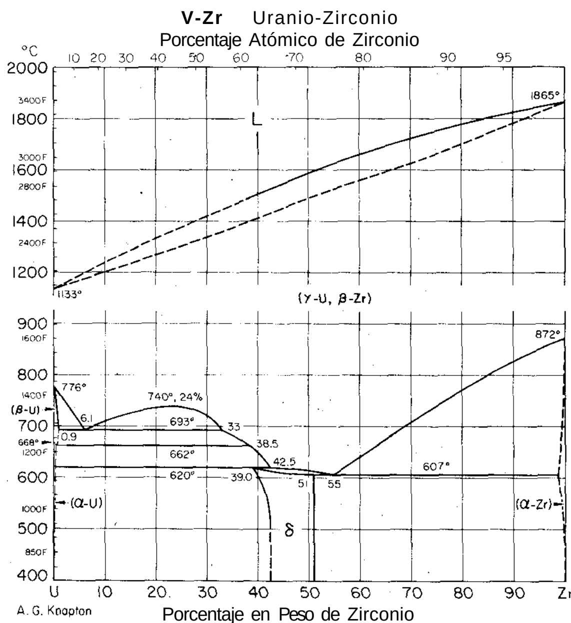

Th-Zn Torio-Cinc
Porcentaje Atómico de Cinc
°C
1800
1400
1000
600
200
3000F
(β-Th)
(α-Th)
2000F
1400F
800F
1758°
L
1365°
1056°, 12.4%
1107°, 36.1%
1096°, 53.0%
1016°, 70.6%
Zn, 908°
~11.0
~21.0
~45.0
1041°
946°
1046°
996°
~64.9
γ
δ
ε
ζ
419°
419.58°
(Zn)
Th 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Zn
D.T.H.
Porcentaje en Peso de Cinc


Th-Zr Torio-Zirconio
Porcentaje Atómico de Zirconio
°C
2000
1600
1200
800
400
3200F
2400F
2000F
1200F
(α-Th)
1758°
L
1865°
1290±10°, 25.1%
1365°
(β-Th, β-Zr)
951±10°, 30.3%
20.8
872°
3.7
921°
47.2
~95
2.0
650°
70.7
(α-Zr)
Th 10 20 30 40 50 60 70 80 90 Zr
D.T.H.
Porcentaje en Peso de Zirconio

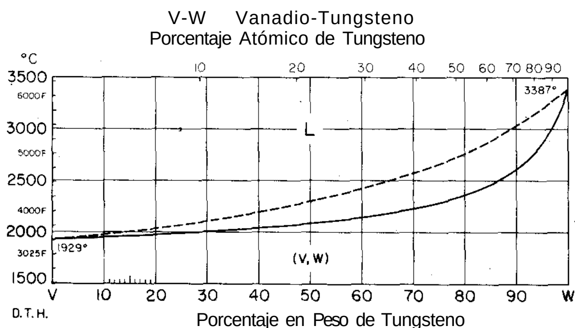

Ti-U Titanio-Uranio
Porcentaje Atómico de Uranio
°C
1672°
L
1133°
(β-Ti, γ-U)
883°
899°, 91%
δ
776°
723°
99.2
99.7
(β-U)
655°
4
(α-Ti)
50.4
667°
668°
(α-U)
>99.8
Ti
U
A. G. Knapton
Porcentaje en Peso de Uranio


Ti-V Titanio-Vanadio
Porcentaje Atómico de Vanadio
°C
1929°
L
1672°
1606°,
36.4%
(β-Ti, V)
883°
(α-Ti)
Ti
V
D. T. H.
Porcentaje en Peso de Vanadio

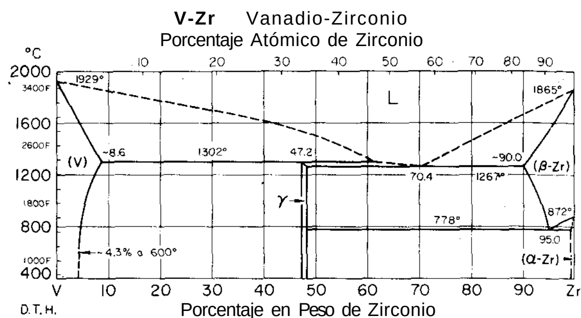
V-Zr Uranio-Zirconio
Porcentaje Atómico de Zirconio

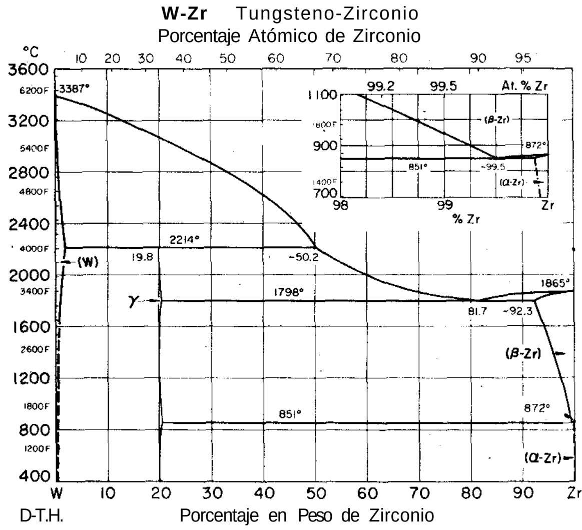


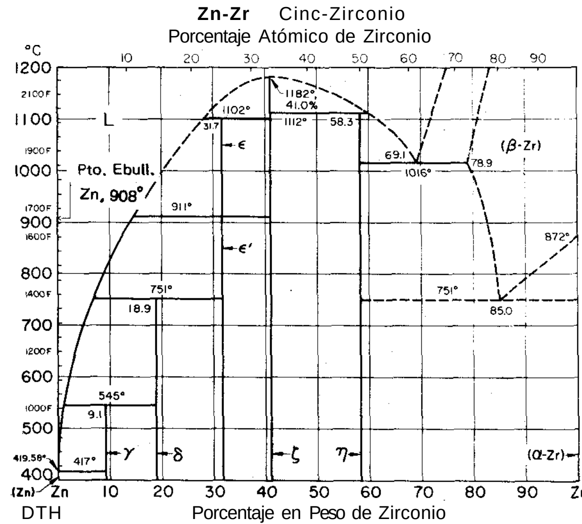
V-W Vanadio-Tungsteno
Porcentaje Atómico de Tungsteno



V-Zr Vanadio-Zirconio
Porcentaje Atómico de Zirconio




W-Zr Tungsteno-Zirconio
Porcentaje Atómico de Zirconio
°C
3387°
2214°
19.8
~50.2
(W)
γ
1798°
81.7
~92.3
1865°
(β-Zr)
851°
872°
(α-Zr)
99.2
99.5
At. % Zr
(β-Zr)
872°
851°
~99.5
(α-Zr)
% Zr
W
Zr
D-T.H.
Porcentaje en Peso de Zirconio


Zn-Zr Cinc-Zirconio
Porcentaje Atómico de Zirconio
°C
L
Pto. Ebull.
Zn, 908°
1102°
31.7
1182°
41.0%
1112°
58.3
ε
69.1
1016°
78.9
(β-Zr)
911°
ε′
872°
751°
18.9
751°
85.0
545°
9.1
417°
419.58°
γ
δ
ζ
η
(α-Zr)
(Zn)
Zn
Zr
DTH
Porcentaje en Peso de Zirconio

11

Fotomicrografías

Las fotomicrografías reproducidas en el presente capítulo corresponden a los diversos tipos de estructuras tratadas. En las referencias se citan las estructuras representadas y se complementa con los datos de la aleación, su tratamiento térmico y los microconstituyentes presentes. Se registra además el aumento de la reproducción fotográfica de la estructura y el reactivo de ataque utilizado en la preparación de la muestra.

Figura 11.1

Solución sólida de carbono en hierro a. Acero ferrítico con 0,05% C en estado de recocido. Granos de ferrita equiaxial.
Aumento: 500 X. Ataque: nital.

Figura 11.2:

Solución sólida en estructura de colada. Acero SAE 1010 colado. Ferrita basáltica con poca perlita.
Aumento: 400 X. Ataque: nital.

Figura 11.3:

Estructura de deformación plástica. Acero SAE 1010 deformado en frío. Granos alargados de ferrita con pequeñas zonas perlíticas.
Aumento: 500 X. Ataque: nital.

Figura 11.4:

Estructura de deformación y recristalización parcial. Acero SAE 1010. Granos grandes alargados y pequeños granos equiaxiales de ferrita. Perlita intergranular.
Aumento: 500 X. Ataque: nital.

Figura 11.5a:

Estructura de deformación y recristalización total. Acero SAE 1010. Granos equiaxiales de ferrita y zonas de perlita. La deformación previa se nota en la ubicación de las zonas perlíticas en el sentido de la deformación. Corte longitudinal.
Aumento: 500 X. Ataque: nital.

Figura 11.5b:

Estructura de recristalización alotrópica. Solución sólida en granos equiaxiales y eutectoide de distribución uniforme. Corte longitudinal. Acero SAE 1010 recocido por encima de su temperatura crítica. La distribución de la perlita indica el tipo de recristalización sufrida.
Aumento: 500 X. Ataque: nital.

Figura 11.5c:

La pieza de la fig. 10.5a, sometida a un calentamiento prolongado. Corte transversal. Aumento' del tamaño del grano.
Aumento: 500 X. Ataque: nital.

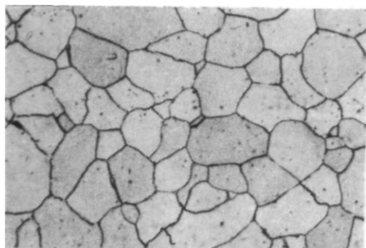


FIGURA 11.1



FIGURA 11.2

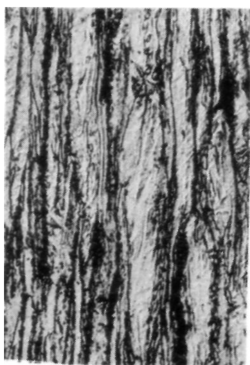


FIGURA 11.3

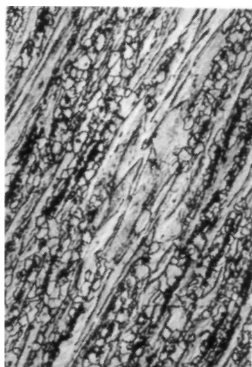


FIGURA 11.4

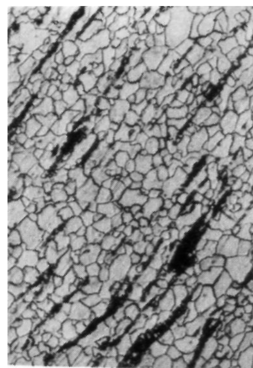


FIGURA 11.5.a

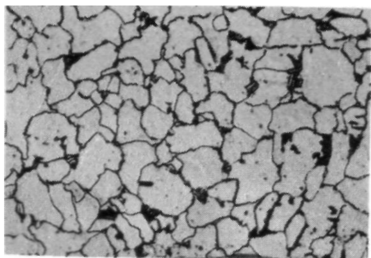


FIGURA 11.5.b

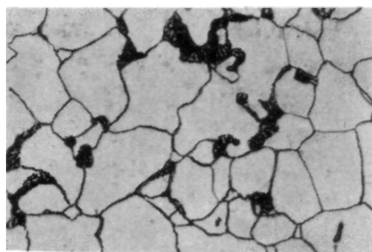


FIGURA 11.5c

Figura 11.6:

Ferrita basáltica y perlita. Acero SAE 1010 normalizado de alta temperatura.
Aumento: 500 X. Ataque: nital.

Figura 11.7:

Estructura similar a la anterior, producto de un tratamiento efectuado a temperaturas aún más elevadas y mayor tiempo de calentamiento. Acero SAE 1010 hipernormalizado. Ferrita basáltica y acicular. Grano grande.
Aumento: 500 X. Ataque: nital.

Figura 11.8:

Ferrita acicular en grano fino. Perlita en pequeña cantidad. Acero SAE 1010 templado.
Aumento: 500 X. Ataque: nital.

Figura 11.9:

Estructura de ferrita acicular en granos grandes. Acero SAE 1010 hipertemplado: temperatura y tiempo de calentamiento excesivos.
Aumento: 700 X. Ataque: nital.

Figura 11.10:

Granos equiaxiales de solución sólida y eutectoide: ferrita equiaxial y perlita laminar. Estructura recocida de un acero SAE 1020.
Aumento: 700 X. Ataque: nital.

Figura 11.11:

Estructura similar a la anterior con mayor proporción de zonas perlíticas. Acero SAE 1030 recocido.
Aumento: 700 X. Ataque: nital.

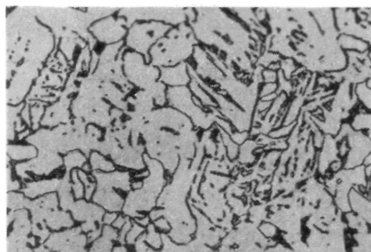


FIGURA 11.6

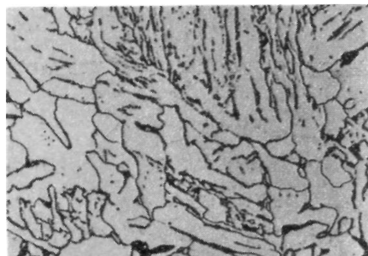


FIGURA 11.7

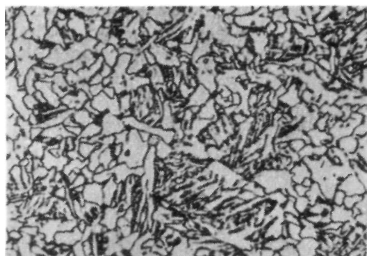


FIGURA 11.8

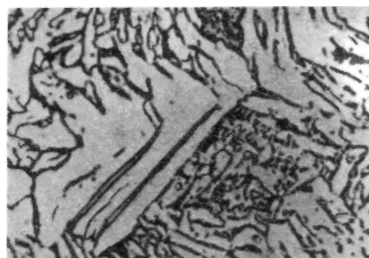


FIGURA 11.9

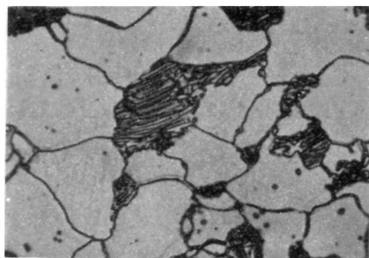


FIGURA 11.10



FIGURA 11.11

Figura 11.12:

Granos equiaxiales de solución sólida: ferrita y eutectoide laminar: perlita. Estructura de un acero SAE 1045 en estado de recocido. Estructura en bandas: los constituyentes se disponen en hileras paralelas.
Aumento: 500 X. Ataque: nital.

Figura 11.13:

Estructura de granos reticulares de solución sólida blanca y eutectoide laminar fino. Acero SAE 1045 normalizado. Ferrita reticular y perlita fina no resuelta.
Aumento: .500 X. Ataque: nital.

Figura 11.14:

La misma estructura anterior con granos más grandes y de tamaño desigual. Acero SAE 1045 normalizado a mayor temperatura. Ferrita reticular y perlita fina. Estructura duplex.
Aumento: 500 X. Ataque: nital.

Figura 11.15:

Estructura Windmanstätten. Solución sólida blanca acicular y eutectoide fino. Acero SAE 1045 hipernormalizado. Ferrita acicular y perlita fina. Grano grande.
Aumento: 500 X. Ataque: nital.

Figura 11.16:

Rosetas oscuras de eutectoide naciente y agujas de estructura martensítica. Acero SAE 1045 templado. Martensita y troostita (perlita naciente).
Aumento: 700 X. Ataque: nital.

Figura 11.17:

Bainita superior. Acero SAE 1045 con tratamiento térmico de austempering.
Aumento: 700 X. Ataque: nital.

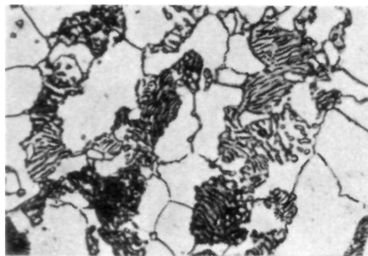


FIGURA 11.12

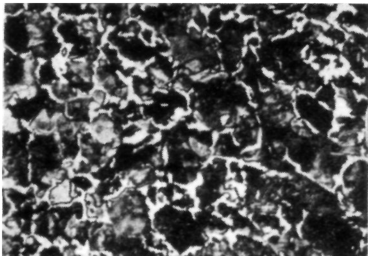


FIGURA 11.13

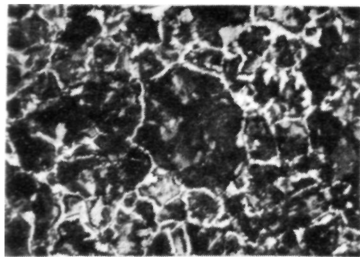


FIGURA 11.14

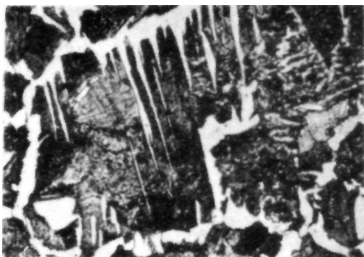


FIGURA 11.15

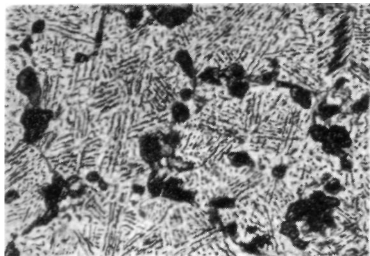


FIGURA 11.16

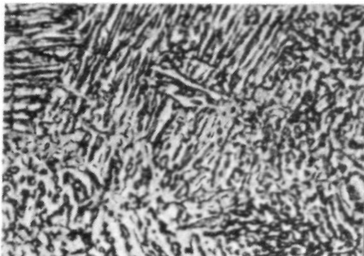


FIGURA 11.17

Figura 11.18:

Eutectoide laminar. Acero SAE 1080. Perlita. Láminas alternadas de solución sólida: ferrita y compuesto intermetálico: cementita.
Aumento: 700 X. Ataque: nital.

Figura 11.19:

Eutectoide parcialmente globulizado. El mismo acero de la figura anterior, después de un proceso incompleto de un tratamiento térmico de recocido de globulización.
Aumento: 700 X. Ataque: nital.

Figura 11.20:

Estructura martensítica: producto de una transformación cristalográfica sin difusión. Acero SAE 1080 templado en aceite. Agujas de martensita: solución sólida sobresaturada de carbono en hierro alfa.
Aumento: 700 X. Ataque: nital.

Figura 11.21:

Estructura martensítica gruesa y solución sólida remanente de la estructura estable a alta temperatura. Acero SAE 1080 hipertemplado: excesiva temperatura y tiempo de calentamiento. Agujas gruesas de martensita y austenita retenida.
Aumento: 700 X. Ataque: nital.

Figura 11.22:

Martensita revenida. Acero SAE 1080 templado y luego revenido a 250 ° C. Estructura metalográfica de martensita ligeramente revenida. Agujas cortas de martensita y sorbita.
Aumento: 700 X. Ataque: nital.

Figura 11.23:

Martensita de alto revenido o sorbita. Acero SAE 1080 con tratamiento térmico de temple seguido de un revenido a 500 ° C. La estructura obtenida se llama sorbita o perlita naciente.
Aumento: 700 X. Ataque: nital.



FIGURA 11.18

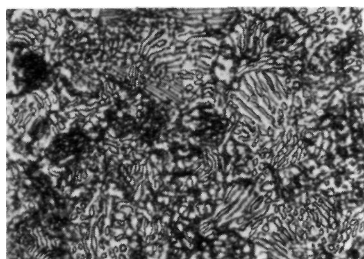


FIGURA 11.19



FIGURA 11.20

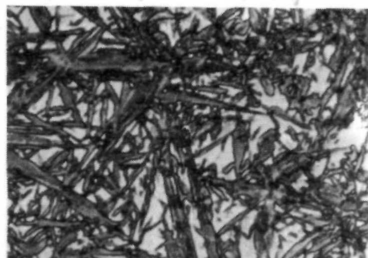


FIGURA 11.21

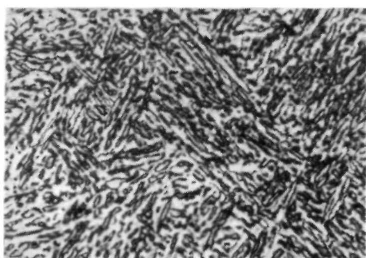


FIGURA 11.22

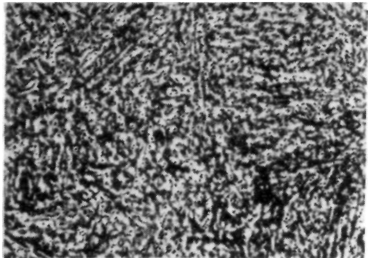


FIGURA 11.23

Figura 11.24:

Eutectoide laminar con red de compuesto intermetálico. Acero hipereutectoide con 1,2% C en estado de recocido. Perlita y red de cementita.
Aumento: 700 X. Ataque: nital.

Figura 11.25:

Glóbulos de compuesto intermetálico en una matriz de solución sólida. El mismo acero de la figura anterior después de un tratamiento térmico de recocido de globulización. Glóbulos de cementita en una matriz de ferrita.
Aumento: 700 X. Ataque: nital.

Figura 11.26:

Granos equiaxiales de solución sólida y eutectoide parcialmente globulizado. Acero SAE 3115 en estado de recocido. Ferrita y perlita parcialmente globulizada, con algunos carburos.
Aumento: 500 X. Ataque: nital.

Figura 11.27:

Granos equiaxiales de solución sólida y zonas de constituyentes intermedios. El mismo acero de la figura anterior después de un tratamiento térmico de normalizado. Ferrita equiaxial y bainita con perlita y glóbulos de carburos.
Aumento: 500 X. Ataque: nital.

Figura 11.28:

Estructuras intermedias y granos alargados de solución sólida. El mismo acero de las figuras anteriores después de un tratamiento térmico de temple. Bainita y ferrita acicular.
Aumento: 500 X. Ataque: nital.

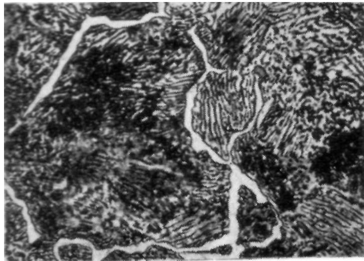


FIGURA 11.24

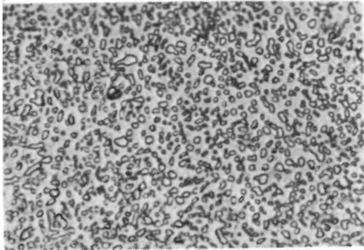


FIGURA 11.25

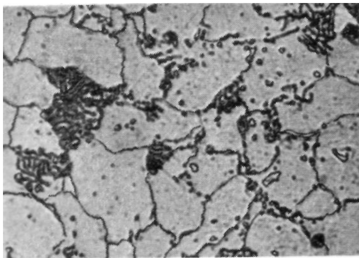


FIGURA 11.26

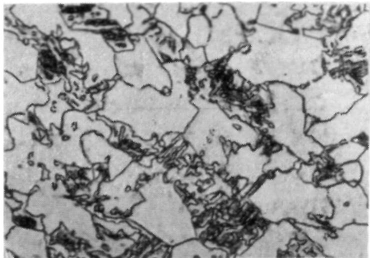


FIGURA 11.27

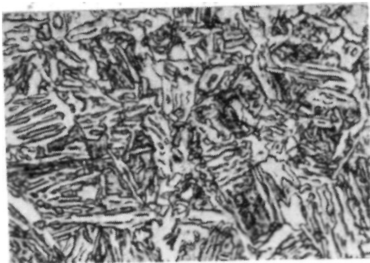


FIGURA 11.28

Figura 11.29a:

Carburos complejos en una matriz de estructura martensítica. Acero rápido (W-Cr-V: 18-4-1) templado y revenido. Matriz de martensita con algo de austenita retenida. La martensita no está resuelta en la fotografía. Glóbulos de carburos precipitados en los bordes de los granos y dentro de ellos. Estructura de grano fino.

Aumento: 500 X. Ataque: reactivo de Vilella.

Figura **11.29b:**

La misma aleación de la figura anterior, en una muestra de mala calidad. Matriz de martensita poco resuelta con austenita retenida y carburos de gran tamaño. La forja primitiva ha sido deficiente, quedando carburos primarios en la estructura. Se observan además inclusiones alargadas en el sentido de la deformación sufrida.

Aumento: 500 X. Ataque: nital concentrado.

r

Figura **11.30a:**

Solución sólida maclada. Acero inoxidable austenítico, en estado templado. Granos de austenita maclados.

Aumento: 400 X. Ataque: cloruro férrico ácido.

Figura 11.30b:

El mismo acero de la figura anterior después de un tratamiento prolongado de recocido a 650 ° C. Se nota la precipitación de carburos en los bordes de grano.

Aumento: 200 X. Ataque: reactivo de Marble.

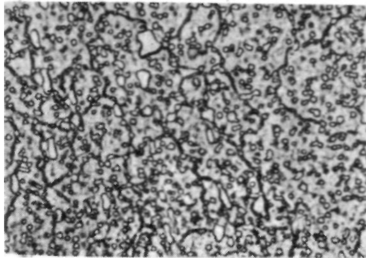


FIGURA 11.29.a

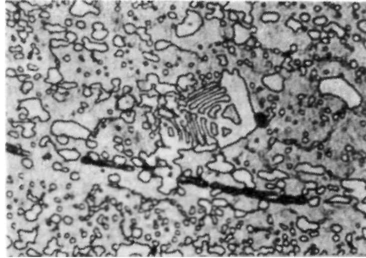


FIGURA 11.29.b



FIGURA 11.30.a

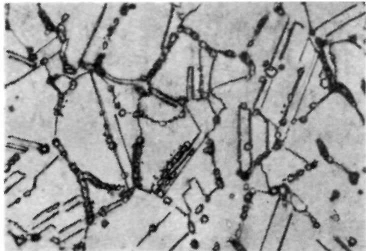


FIGURA 11.30.b

Figura 11.31:

Vetas de grafito en matriz eutectoide y solución sólida. Fundición gris de matriz perlítico-ferrítica. Grafito de tipo A y C. Nótese la ubicación de los cristales de ferrita en contacto con las vetas de grafito. Es una fundición gris enfriada lentamente o con un recocido posterior a la colada.
Aumento: 700 X. Ataque: nital.

Figura 11.32:

Vetas de grafito en matriz de solución sólida. Fundición gris de matriz ferrítica. Ha sufrido un recocido de ablandamiento total. Grafito de tipo B y D. Matriz de granos equiaxiales de ferrita.
Aumento: 500 X. Ataque: nital.

Figura 11.33:

Eutectoide y compuesto intermetálico con pequeñas zonas del mismo eutectoide. Fundición blanca hipoeutéctica. Austenita transformada (en perlita) y ledeburita transformada.
Aumento: 400 X. Ataque: nital.

Figura 11.34:

Estructura eutéctica formada por un compuesto intermetálico y eutectoide. Fundición blanca eutéctica. Ledeburita transformada.
Aumento: 200 X. Ataque: nital.

Figura 11.35:

Compuesto intermetálico primario en forma de grandes agujas y eutético. Fundición blanca hipereutéctica. Cementita primaria y ledeburita transformada.
Aumento: 100 X. Ataque: nital.



FIGURA 11.31

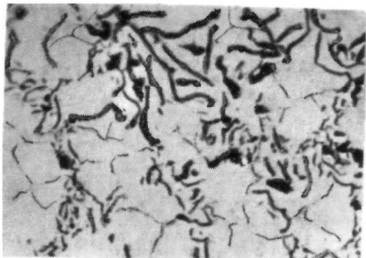


FIGURA 11.32

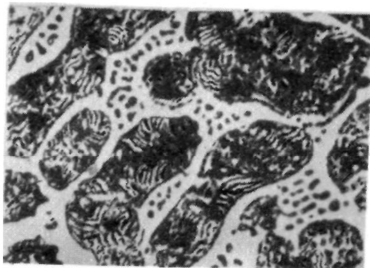


FIGURA 11.33

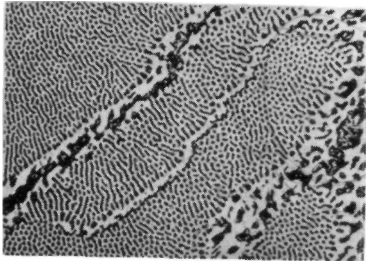


FIGURA 11.34

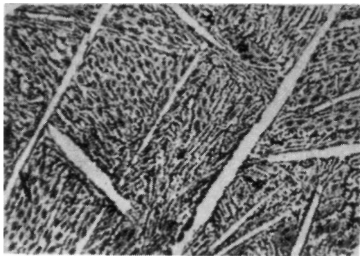


FIGURA 11.35

Figura 11.36:

Dendritas de solución sólida. Latón a colado. La diferente intensidad del ataque es consecuencia de la distinta orientación de los dendritos.
Aumento: 100 X. Ataque: cloruro férrico ácido.

Figura 11.37:

Estructura de deformación plástica en frío. Latón α deformado. Ataque inter e intragranular.
Aumento: 100 X. Ataque: cloruro férrico ácido.

Figura 11.38a:

Granos equiaxiales maclados. Estructura fina. Latón α deformado y recristalizado. Granos pequeños equiaxiales de solución sólida α.
Aumento: 100 X. Ataque: persulfato de amonio.

Figura 11.38b.

Granos grandes equiaxiales maclados. Latón deformado y recristalizado con un tratamiento de recocido de alta temperatura y tiempo de mantenimiento prolongado. Estructura de granos grandes de solución sólida a recristalizada.
Aumento: 100 X. Ataque: persulfato de amonio.

Figura 11.39:

Estructura bifásica de colada. Fase primaria oscura y fase clara de estructura Windmanstätten. Latón (63/37) colado. Cristales claros de fase α y zonas oscuras de fase β' que deben desaparecer en un tratamiento de homogeneización.
Aumento: 100 X. Ataque: cloruro de cobre amoniacal e hidróxido de amonio.

Figura 11.40:

Estructura similar a la anterior, con cierta orientación preferencial de los granos. Latón (63/37) colado e insuficientemente deformado, seguido de un calentamiento de recristalización. No se ha producido la recristalización, sino solamente una recuperación.
Aumento: 100 X. Ataque: cloruro de cobre amoniacal e hidróxido de amonio.



FIGURA 11.36

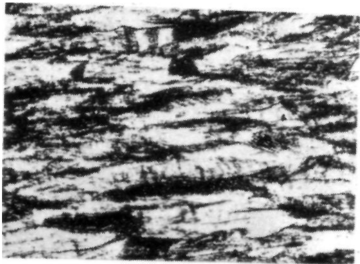


FIGURA 11.37

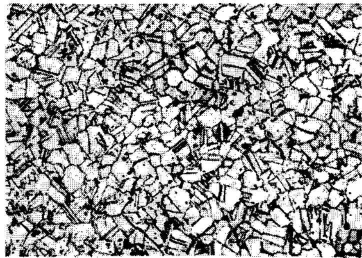


FIGURA 11.38.a

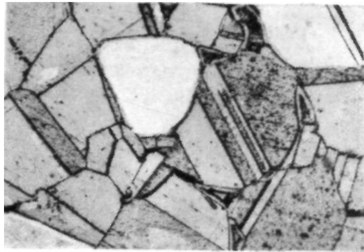


FIGURA 11.38.b

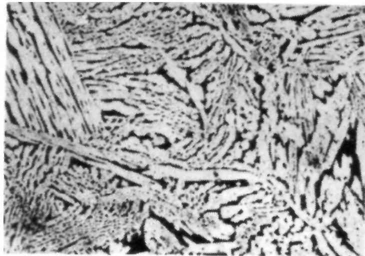


FIGURA 11.39

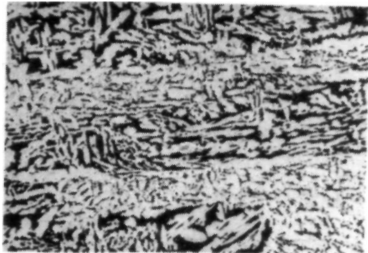


FIGURA 11.40

Figura 11.41:

Estructura de deformación plástica en Trío. Latón 63/37 deformado. Granos alargados atacados inter e intragranularmente.

Aumento: 100 X. Ataque: ácido crómico.

Figura 11.42:

Granos equiaxiales maclados. Latón 63/37 deformado y recristalizado. Durante el tratamiento de recristalización se ha homogeneizado la composición química y desapareció la fase β' de la estructura de colada. Estructura de granos α recristalizados y maclados.

Aumento: 100 X. Ataque: cloruro de cobre amoniacal e hidróxido de amonio.

Figura 1143:

Estructura recristalizada bifásica. Latón 60/40, recristalizado. Granos claros de fase α y oscuros de fase 0'.

Aumento: 100 X. Ataque: cloruro de cobre amoniacal e hidróxido de amonio.

Figura 11,44:

Estructura de colada bifásica. Dendritos oscuros y eutectoide en los espacios interdendríticos. Bronce (Cu-Sn) con 3% Sn, en estado de colada. Dendritos de solución sólida α y eutectoide α + δ en los espacios interdendríticos. Este eutectoide aparece debido a la heterogeneidad de colada y debe desaparecer con un recocido de homogeneización.

Aumento: 100 X. Ataque: persulfato de amonio.

Figura 11.45:

Estructura similar a la anterior. La misma aleación vista con mayor aumento. Corrosión localizada en los dendritos a.

Aumento: 250 X. Ataque: persulfato de amonio.

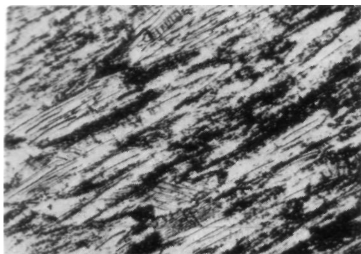


FIGURA 11.41

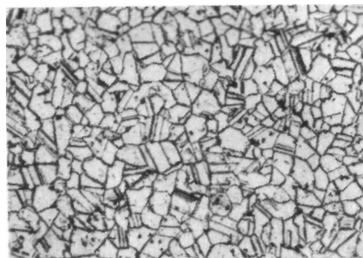


FIGURA 11.42

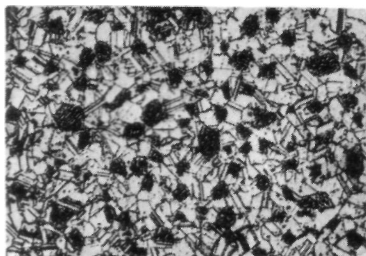


FIGURA 11.43

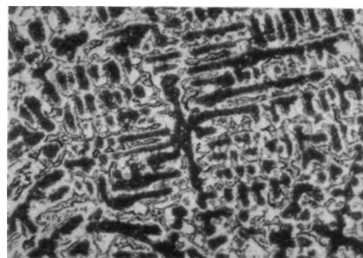


FIGURA **11.44**

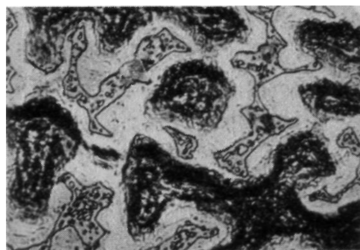


FIGURA 11.45

Figura 11.46:

Granos alargados claros en estructura Widmanstatten con matriz eutectoide. Aleación Cu-Al con 10,5 % Al en estado de colada. Granos alargados blancos de solución sólida a provenientes de una segregación Widmanstatten a partir de la estructura primaria β. Eutectoide $\alpha + \gamma_2$, producto de transformación final de la fase β remanente.
Aumento: 100 X. Ataque: persulfato de amonio.

Figura 11.47:

Estructura similar a la anterior, pero con matriz parcialmente martensítica. La misma aleación de la figura anterior con un tratamiento térmico de normalizado. Cristales claros de solución sólida α en una matriz en parte martensínica de fase (3' y en parte eutectoide $\alpha + \gamma_2$.
Aumento: 100 X. Ataque: persulfato de amonio.

Figura 11.48:

Estructura parcialmente recristalizada. Uranio irregularmente deformado en frío y calentado. Los granos que alcanzaron la deformación crítica han recristalizado. En los otros se notan las maclas de deformación.
Aumento: 150 X. Ataque: nitrato de sodio.

Figura 11.49:

Compuesto intermetálico en matriz eutéctica. Metal antifricción Babbitt. Cristales cuboides de compuesto intermetálico antimoniuro de estaño de color blanco, compuesto intermetálico cobre-estaño en forma de bastones y estrellas blancas y matriz de eutéctico ternario Sb-Cu-Sn.
Aumento: 150X. Ataque: nital.

Figura 11.50:

Dendritos de solución sólida y eutéctico. Silumín. Aleación hipoeutéctica de Al-Si. Dendritos blancos de solución sólida rica en Al, y eutéctico de Al y Si. Este eutéctico es burdo.
Aumento: 100 X. Ataque: ácido fluorhídrico.

Figura 11.51:

La misma estructura anterior con el eutéctico más fino. El afino del eutéctico se ha logrado con el agregado de Na a la aleación. Se denomina silumín modificado.
Aumento: 100 X. Ataque: ácido fluorhídrico.



FIGURA 11.46

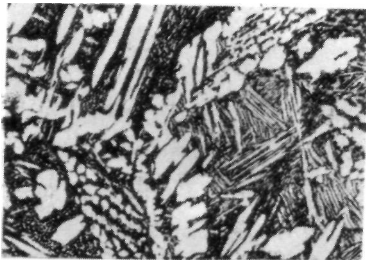


FIGURA 11.47

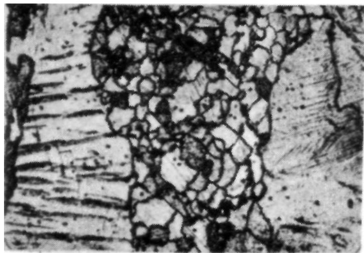


FIGURA 11.48

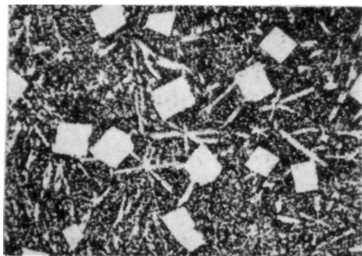


FIGURA 11.49

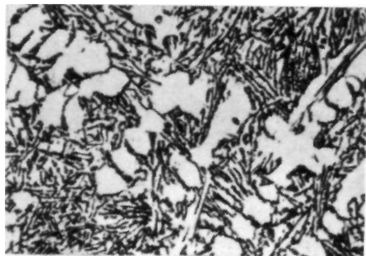


FIGURA 11.50

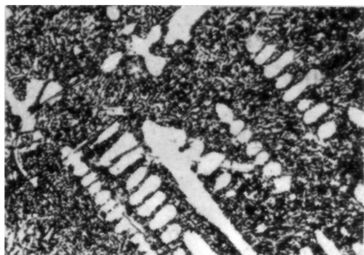


FIGURA 11.51

Figura 11.52:

Macrografía de un corte transversal de una barra de acero. Restos de rechupe y segregaciones.
Tamaño natural.
Ataque: solución de iodo-ioduro de potasio.

Figura 11.53:

Fisuras transversales a la superficie en un latón 70-30. Tamaño natural.
Sin ataque.

Figura 11.54:

Unión de dos barras de acero por soldadura eléctrica por arco. Se nota una fisura en la parte media entre los dos depósitos del material de aporte.
Tamaño natural.
Ataque: nital.

Figura 11.55:

Sección de un acero fundido. Estructura dendrítica.
Tamaño natural.
Ataque: iodo-ioduro.

Figura 11.56:

Aspecto macrográfico de una pieza de cobre-aluminio colado
Tamaño natural
Ataque: ácido nítrico.

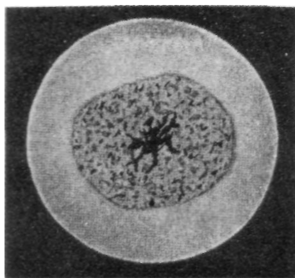


FIGURA 11.52

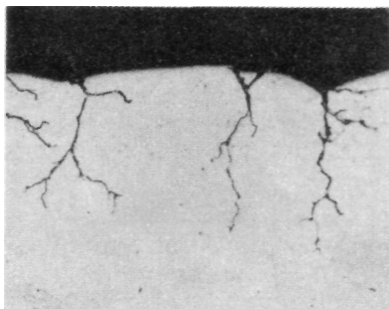


FIGURA 11.53

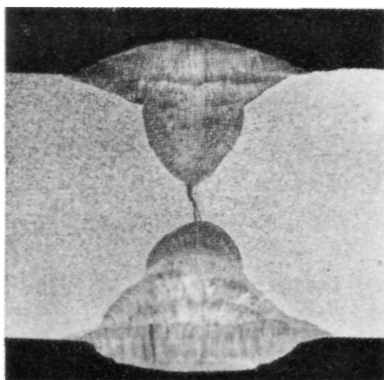


FIGURA 11.54

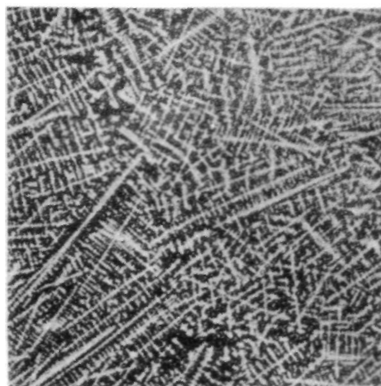


FIGURA 11.55



FIGURA 11.56

Figura 11.57:

Macrografía de un corte longitudinal de acero al carbono laminado. Muestra las fibras características de la deformación plástica.

Tamaño natural. Ataque: solución de ácido clorhídrico (50%) en caliente.

Figura 11.58:

Aspecto macrográfico de un corte transversal de una pieza de acero. Las fibras están formadas por bandas de ferrita y perlita.,

Aumento: 10 X. Ataque: nital.

Figura 11.59:

Corte transversal de una pieza forjada. Las fibras indican la calidad del proceso de forja.

Tamaño natural. Ataque: solución iodo - iodurada.

Figura 11.60:

Pieza forjada a partir de un acero laminado. Macrografía en corte longitudinal.. La dirección de las fibras indican un proceso correcto de forja.

Tamaño natural. Ataque: solución de ácido clorhídrico (50%) en caliente. .

Figura 11.61:

Macrografía de un corte transversal de una pieza de acero con proceso incorrecto de forja. Se nota el doblado de las fibras alrededor de la falla. La fotografía ha sido retocada para mayor claridad.

Tamaño natural. Ataque: solución iodo - iodurada.

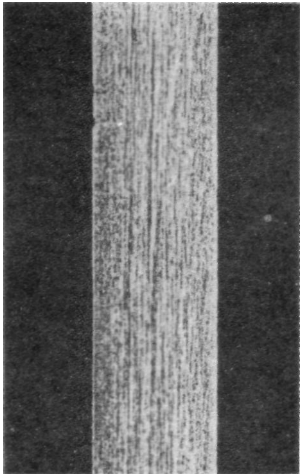


FIGURA 11.57

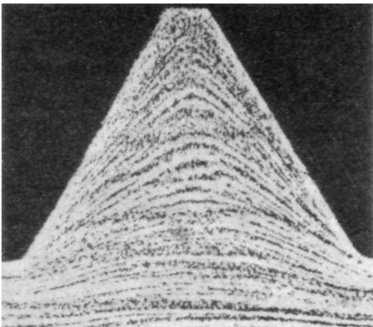


FIGURA 11.58

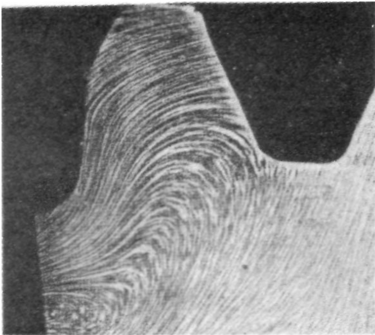


FIGURA 11.59

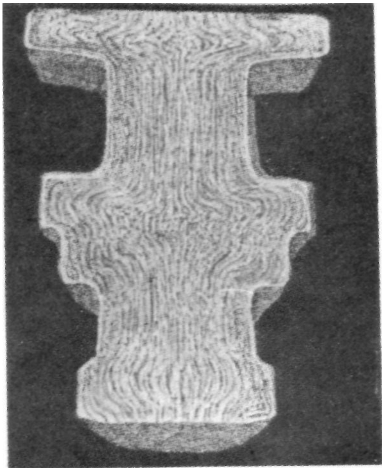


FIGURA 11.60

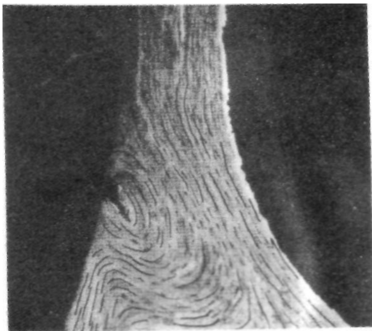
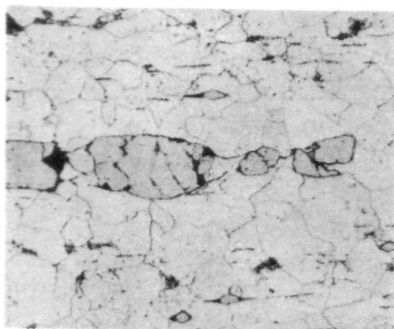


FIGURA 11.61

Figura 1,1.62:
Estructura micrográfica de un acero de bajo carbono recocido con una inclusión de sulfuro de manganeso de gran tamaño. En la muestra (a) las inclusiones no metálicas se encuentran presentes. En la muestra (b) han sido arrancadas durante el proceso de pulido incorrecto.
Aumento: 400 X. Ataque: nital.

Figura 11.63:
Muestras metalográficas montadas en probetas de baquelita y en una resina transparente.

Figura 11.64:
Dos microscopios metalográficos con platina directa (a) y platina invertida (b).



(a)



(b)

FIGURA 11.62

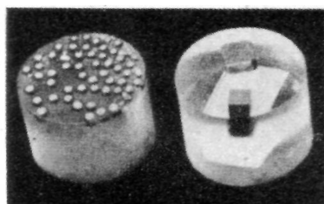
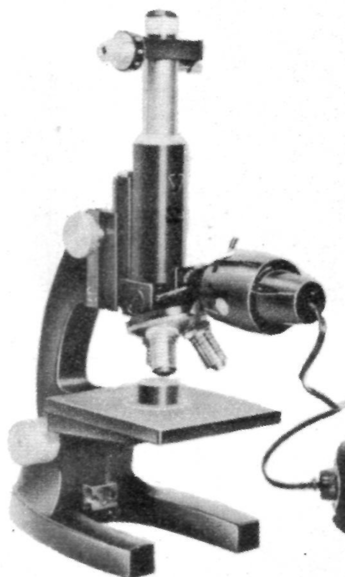
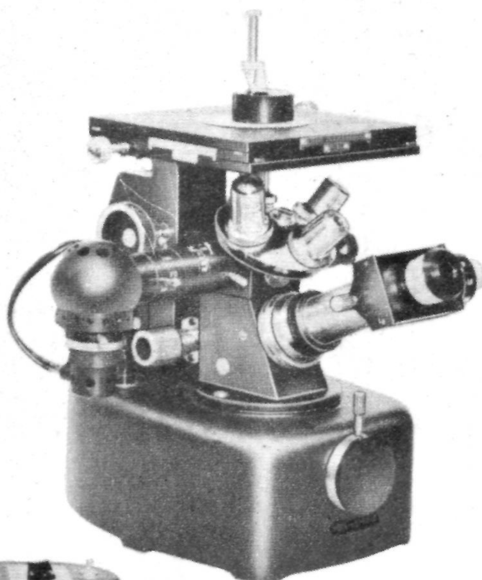


FIGURA 11.63



(a)



(b)

FIGURA 11.64

Metals Handbook - American Society for Metals.
Structure of Metals - C. S. Barrett. - Mc. Graw Hill.
introducción a la Física del Estado Sólido - Charles Kittel. - Reverté.
Elements of Materials Science - L. H. Van Vlack. - Addison-Wesley.
Phase Diagrams in Metallurgy - F. N. Rhines. - Mc. Graw Hill.
Thermodynamics of Alloys - C. Wagner. - Addison-Wesley.
Metales y Aleaciones - R. Calvo Rodes. - Selecciones Gráficas, Madrid.
Physical Metallurgy - C. E. Birchenall. - Mc. Graw Hill.
Engineering Metallurgy - Mondolfo y Zmeskal. - Mc. Graw Hill.
The Structure of Metals and Alloys - Hume Rothery. - Institute of Metals.
Metalurgia Física - A. H. Cottrell. - Edward Arnold.
Nature and Properties of Engineering Materials - Jastrzebski.- J. Wiley.
Mechanical Metallurgy - G. Dieter. - Mc. Graw Hill.
Thermodynamics of Alloys - J. Lumsden. - Institute of Metals.
Physical Chemistry of Metals - L. S. Darken y R. W. Guiry. - Mc Graw Hill.
Strengthening Mechanisms in solids - 1960 A. S. M. Seminar.
Principios de Práctica Metalográfica - G. Kehl. - Mc. Graw Hill.
Métallurgie Structurale - A. de Sy y J. Vidts. - Dunod.
Theoría Electrónica de los Metales - G. Raynor y M. Phil. - Tecnos, Madrid.
Estructura - W. Moffatt y G. Pearsall. - Limusa Wiley, México.
Engineering Physical Metallurgy - Y. Lakhtin. - F. L. P. A., Moscú. .
Metallic Materials in Engineering - C. Samans. - Macmillan.Co, N.York.
Elements of Physical Metallurgy - A. Guy. - A. Wesley.
Metalurgia Física - B. Chalmers. - Aguilar.
Principios de Metalurgia Física - R. Reed-Hill. - Ed. Continental, México.
An Introduction to the Science of Metals - M. Richman. - Blaisdell Pub. Co.
Recrystallization, Grain Growth and Textures. - American Soc. for Metals.
Precipitation from Solid Solution.- American Society for Metals.

Esta obra se compuso en Publigem Gráfica. Achega 3180 - 1431 Buenos Aires y se terminó de imprimir en setiembre de 1980 en los talleres gráficos de La Prensa Médica Argentina S.R.L. Junín 845. Buenos Aires.